

BOGOTÁ D.C. 2014

ESTUDIANTES:**NOMBRE:** Cristian Fabián Muñoz Buitrago.**CÓDIGO:** 065062032**TELÉFONO:** 3112531413**CORREO ELECTRÓNICO:** cristianf.munozb@unilibrebog.edu.co**NOMBRE:** Jhon Fredy Cuellar Higuera**CÓDIGO:** 065071014**TELÉFONO:** 3133503487**CORREO ELECTRÓNICO:** Jhonf.Cuellarh@unilibrebog.edu.co**NOMBRE:** Carlos Alberto López Robayo**CÓDIGO:** 065071037**TELÉFONO:** 313-785-5376**CORREO ELECTRÓNICO:** carlosa.lopezr@unilibrebog.edu.co**TÍTULO:** Influencia del tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas en las propiedades mecánicas del acero AISI SAE 1018.**AREA DE INVESTIGACION:** Materiales, ensayos mecánicos.**CAMPOS DE INTERES:** Sector automotriz**DIRECTOR(a):** ING. CARLOS ARTURO BOHORQUEZ AVILA**MATR. PROF:** ----**E-MAIL:** carlosa.bohorqueza@unilibrebog.edu.co

DIRECTOR DEL PROYECTO

DIRECTOR DE INVESTIGACIÓN

**INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE TEMPLE A TEMPERATURAS
INTERCRÍTICAS EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO AISI SAE
1018.**

PRESENTADO POR:

CARLOS ALBERTO LOPEZ ROBAYO

CRISTIAN FABIAN MUÑOZ BUITRAGO

JHON FREDY CUELLAR HIGUERA

UNIVERSIDAD LIBRE

FACULTAD DE INGENIERIA

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA

BOGOTÁ D.C.

2014

**INFLUENCIA DEL TRATAMIENTO TÉRMICO DE TEMPLE A TEMPERATURAS
INTERCRÍTICAS EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO AISI SAE
1018.**

PRESENTADO POR:

CARLOS ALBERTO LOPEZ ROBAYO

CRISTIAN FABIAN MUÑOZ BUITRAGO

JHON FREDY CUELLAR HIGUERA

DIRECTOR:

CARLOS ARTURO BOHORQUEZ AVILA

INGENIERO MECANICO

UNIVERSIDAD LIBRE

FACULTAD DE INGENIERIA

DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA

BOGOTÁ D.C.

2014

NOTA DE ACEPTACIÓN

FIRMA DEL DIRECTOR

AGRADECIMIENTOS

Agradecemos a la Universidad Libre, por darnos la oportunidad de formarnos como profesionales, al brindarnos las herramientas y el conocimiento a través de las personas idóneas para el cumplimiento de nuestros sueños y metas.

A nuestros familiares, amigos y compañeros por su constante apoyo y compañía.

A los ingenieros Carlos Bohórquez y Mauricio Sierra Cetina por brindarnos sus conocimientos y experiencia para el desarrollo del proyecto de grado.

Tabla de Contenido

INTRODUCCIÓN	1
1. ANTECEDENTES	3
2. JUSTIFICACIÓN	9
3. OBJETIVOS.....	10
3.1. OBJETIVO GENERAL.....	10
3.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	10
4. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA.....	11
5. HIPÓTESIS	12
6. DELIMITACIÓN DEL PROYECTO	13
7. TERMINOLOGÍA	14
7.1. Acero AISI SAE 1018	14
7.2. Acero Eutectoide.....	14
7.3. Acero Hipoeutectoide	14
7.4. Acero Hipereutectoide	14
7.5. Austenita.....	14
7.6. Cámara salina.....	14
7.7. Carbonitruración	14
7.8. Carburos.....	15
7.9. Cementita	15
7.10. Clasificación AISI – SAE	15
7.11. Curva o Diagrama TTT	15
7.12. Cubica centrada en las caras (FCC.....	15
7.13. Cubica centrada en el cuerpo (BCC):.....	15
7.14. Curva o Diagrama CCT	15
7.15. Deformación plana invariante (IPS):	15
7.16 Dureza	15
7.17 Durómetro	16
7.18 Ensayo de Impacto	16

7.19 Ensayo de tracción	16
7.20 Esferoidización	16
7.21 Ferrita	16
7.22 Ferrita Alotriomórfica	16
7.23 Ferrita Wittmanstätten	16
7.24 Inclusiones no Metálicas	17
7.25 Límite de grano	17
7.26 Maclado	17
7.27 Martensita	17
7.28 Microscopio Electrónico de Barrido o SEM (Scanning Electron Microscope):	17
7.29 Microscopio Metalográfico	17
7.30 SAE	18
7.31 Metalografía	18
7.32 Morfología	18
7.33 Mufla	18
7.34 Nariz perlítica	18
7.35 Perlita	18
7.36 Probeta	18
7.37 Resistencia a la Fatiga	18
7.38 Temple	18
7.39 Templabilidad	18
7.40 Temple del Acero	18
7.41 Tratamiento Térmico	19
7.42 Velocidad crítica de temple	19
8. MARCO TEÓRICO	20
8.1. Temple	20
8.1.1. Características	20
8.1.2. Influencia de la concentración de carbono.	21
8.1.3. Descripción del proceso de temple en agua	22
8.2.1. Ferrita Alotriomórfica	23

8.2.2. Ferrita Widmanstätten.....	25
8.3 Perlita.....	27
8.3.1. Estructura de Perlita.....	28
8.3.2. Transformación Austenita-Perlita.....	29
8.4 Martensita.....	30
8.4.1. Características Morfológicas de la Martensita.....	33
8.4.2. Transformación martensítica.....	34
8.5 Austenita.....	36
8.5.1. Transformación austenítica.....	36
9. MARCO NORMATIVO.....	39
10. DISEÑO EXPERIMENTAL.....	40
11. DISEÑO METODOLOGICO.....	42
12. RESULTADOS.....	58
12.1. Resultado de prueba de Tensión.....	58
12.2. Resultados de prueba de impacto.....	61
12.3. Resultado de prueba de dureza.....	63
12.4. Imágenes Metalográficas.....	65
12.4.1. Imágenes Metalográficas estado de entrega.....	65
12.4.2. Imágenes Metalográficas a temperaturas de Tratamiento.....	66
12.5. Resultado de prueba en microscopio electrónico de barrido (Fractografía).....	71
12.6 Resultado de Corrosión.....	82
13. ANÁLISIS DE RESULTADOS.....	92
14. CONCLUSIONES.....	95
15. REFERENCIAS.....	97

Lista de Figuras

Figura 1: Efectos combinados entre la tasa de enfriamiento, transformaciones de fase y esfuerzos, y su influencia en las propiedades del material.	21
Figura 2: Efectos de la concentración de carbono	22
Figura 3: Ilustración de la ferrita cubica centrada en el cuerpo (bcc) y austenita cúbica centrada en las caras (fcc).	23
Figura 4: Ferrita alotriomórfica.	25
Figura 5: Ferrita Widmanstätten.	26
Figura 6: (a) Una microestructura óptica típica de perlita en un acero de Fe-C-Mn. Varias colonias de perlita están marcadas con flechas. (b) Ilustración esquemática de crecimiento de las colonias de perlita.	27
Figura 7: <i>Ilustración esquemática de la teoría de formación de martensita.</i>	31
Figura 8: Microestructura de martensita.....	32
Figura 9: Tipos de martensita.	33
Figura 10: Porcentaje de carbono versus temperatura y tipos de martensita obtenidas. .	34
Figura 11: Inicio martensita M_s y M_f final de martensita, temperaturas en comparación al contenido de carbono.	35
Figura 12: microestructura de ferrita + perlita.	38
Figura 13: Representación esquemática de la secuencia del tratamiento térmico empleado.	45

Lista de Tablas

Tabla 1 .Composición química del acero AISI SAE 1018 comercial	43
Tabla 2 .Composición química del acero AISI SAE 1018	43
Tabla 3 .Temperaturas calculadas para el acero AISI SAE 1018.....	44
Tabla 4: Predicción del Número de Campos	50
Tabla 5: Directrices para Selección del Tamaño de Red	50
Tabla 6: Tabla de registro de puntos Pi obtenidos en la rejilla.....	53
Tabla 7: Intervalo de confianza de multiplicadores	54
Tabla 8: Porcentajes de Vv en las diferentes temperaturas.....	55
Tabla 9: Datos Esfuerzo en MPa	58
Tabla 10: Datos promedio Esfuerzo en MPa.	58
Tabla 11: Promedios de % elongación y % reducción de área.....	60
Tabla 12: Datos de impacto en Joules	61
Tabla 13: Datos promedio de impacto en Joules	61
Tabla 14: Datos promedio de dureza en HB.....	63
Tabla 15: Descripción de las muestras utilizadas.	82
Tabla 16: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a temperatura ambiente. ...	83
Tabla 17: Resultados Promedio Serie A (Ambiente).	83
Tabla 18: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 760 °C.	84
Tabla 19: Resultados Promedio Serie B (760°C).....	85
Tabla 20: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 775 °C.	86
Tabla 21: Resultados Promedio Serie C (775°C).....	86
Tabla 22: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 790 °C.	87
Tabla 23: Resultados Promedio Serie D (790°C).....	87
Tabla 24: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 805 °C.	88
Tabla 25: Resultados Promedio Serie E (805°C).....	88
Tabla 26: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 820 °C.	89
Tabla 27: Resultados Promedio Serie F (820°C).....	89
Tabla 28: Resultados %Promedio Prueba de Corrosión.	90

Lista de Graficas

Gráfica 1: Porcentaje de Martensita por temperatura	56
Gráfica 2: Promedio de Esfuerzo (MPa).	59
Gráfica 3: % Aumento de Esfuerzo (MPa).....	59
Gráfica 4: % elongación y % reducción de área.	60
Grafica 5: Promedio de energía Absorbida.....	61
Gráfica 6: Porcentaje de energía absorbida	62
Gráfica 7: Dureza promedio (HB)	63
Gráfica 8: % Aumento de dureza HB.....	64
Grafica 9: Promedio Serie A.....	84
Grafica 10: Promedio Serie B.	85
Grafica 11: Promedio Serie C.	86
Grafica 12: Promedio Serie D	87
Grafica 13: Promedio Serie E.	88
Grafica 14: Promedio Serie F.....	89
Grafica 15: Resultados de Prueba de Corrosión	90

Lista de Fotografías

Fotografía 1: Máquina Universal de Ensayos Shimadzu - Universidad Libre.....	45
Fotografía 2: Péndulo de Impacto Sharpy e izod – Universidad Libre.....	46
Fotografía 3: Durómetro shimadsu – Universidad Libre.....	47
Fotografía 4: Probeta realizando Pulido en Lija.....	48
Fotografía 5: Pulidora Metalográfica.....	48
Fotografía 6: Frasco de Nital al 3%	48
Fotografía 7: Microscopio Metalográfico marca q-leika Universidad libre	49
Fotografía 8: Metalografía Estado de entrega a 200x	50
Fotografía 9: Red superpuesta sobre la imagen metalográfica del material en estado de entrega a 200X.	51
Fotografía 10: Microscopio Electrónico de Barrido.	56
Fotografía 11: Cámara Salina Dies.....	57
Fotografía 12: Material en estado de entrega. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos.....	65
Fotografía 13: Tratamiento a 760 °C. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos.....	66
Fotografía 14: Tratamiento a 775 °C. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos.....	67
Fotografía 15: Tratamiento a 790 °C. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos.....	68
Fotografía 16: Tratamiento a 805 °C a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos.....	69
Fotografía 17: Tratamiento a 820 °C. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos.....	70
Fotografía 18: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material estado de entrega.....	71
Fotografía 19: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 2000x, material en estado de entrega	72
Fotografía 20: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material estado de entrega.....	72
Fotografía 21: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 760 °C.	73
Fotografía 22: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 3000x, material tratado a 760 °C	74
Fotografía 23: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 760 °C.	74

Fotografía 24: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 775 °C.	75
Fotografía 25: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 2000x, material tratado a 775 °C.	75
Fotografía 26: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 775 °C.	76
Fotografía 27: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 790 °C.	76
Fotografía 28: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 3000x, material tratado a 790 °C.	77
Fotografía 29: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 790 °C.	77
Fotografía 30: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 805 °C.	78
Fotografía 31: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 2400x, material tratado a 805 °C.	79
Fotografía 32: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 805 °C.	79
Fotografía 33: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 820°C.	80
Fotografía 34: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 2000x, material tratado a 820°C.	81
Fotografía 35: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 820°C.	81
Fotografía 36: Probetas antes de ingresar a la cámara salina.....	83

INTRODUCCIÓN

En Colombia la utilización de los distintos tipos de acero hace necesario la investigación y desarrollo en este material, debido a que puede hacer más competitiva la industria nacional, cuando se analiza el comportamiento mecánico de los aceros se encuentra que hay diferencias en sus propiedades mecánicas (resistencia a la tracción, dureza, resistencia al impacto, etc.) en función de su contenido de carbono y el porcentaje de sus elementos aleantes, estas propiedades mecánicas pueden ser modificadas con la aplicación de tratamientos térmicos (revenido, temple, normalizado, etc.) para que de esta forma cumplan con los requerimientos necesarios en las distintas industrias.

Los tratamientos térmicos a temperaturas intercríticas brindan la posibilidad de obtener aceros de doble fase, estos se llevan a cabo en el rango de temperaturas comprendidas entre A_{c1} y A_{c3} (zona de austenización parcial). Entre los tratamientos térmicos a temperaturas intercríticas más utilizados están: normalizado, temple y recocido, la elección de cada tipo de tratamiento térmico depende de las propiedades mecánicas que se quieran obtener. Estas propiedades están en función del tiempo de permanencia, la temperatura a la cual se realizó el tratamiento térmico, el medio de enfriamiento, y la fracción volumétrica de los microconstituyentes obtenida.

El tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas brinda la posibilidad de modificar las propiedades mecánicas del acero, en función de la cantidad de martensita y ferrita. El porcentaje de variación en estos microconstituyentes depende del tiempo de permanencia y del medio de enfriamiento (aceite, agua, agua con hielo, etc.), dando como resultado modificaciones los valores de dureza o resistencia al impacto en relación al mismo tipo de acero con otro tratamiento térmico o en estado de entrega.

Los microconstituyentes obtenidos después del tratamiento térmico de temple son martensita y ferrita, la martensita al ser el más duro de los microconstituyentes del acero, mejora la propiedad de dureza, sin embargo una alta presencia de este afecta la energía que puede absorber el material, por otra parte la ferrita al ser el más blando de los constituyentes presentes en el acero mejora la resistencia al impacto y la ductilidad del acero, por ende la fracción volumétrica presente de cada uno de estos microconstituyentes varía las propiedades mecánicas después de la realización del tratamiento térmico.

El tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas fue utilizado para el desarrollo de este proyecto, se trabajó con cinco temperaturas intercríticas, el

material tratado térmicamente fue acero AISI SAE 1018, en el cual se desarrollaron pruebas de impacto, tensión, dureza y resistencia a la corrosión. Los resultados obtenidos fueron comparados con el material en estado de entrega.

1. ANTECEDENTES

La gran cantidad de aplicaciones de los aceros al carbono hace necesario su estudio en la zona de temperaturas intercríticas como en: ““Estudio de la contribución de las fases a las propiedades mecánicas en aceros con estructuras mixta” (R. Rodríguez, Navarra, 2002) en donde se realizó un tratamiento térmico a temperaturas intercríticas (730°C, 780°C, 800°C, 925°C) en un acero con 0.16% de carbono, se utilizó como medio de enfriamiento agua y una atmosfera de argón para evitar la oxidación y descarburación del acero, se desarrollaron ensayos de tracción, se determinó la fracción volumétrica de cada fase, como resultado se mostró un incremento en la resistencia a la tracción de aproximadamente el 70% a 920°C y una mejora en el esfuerzo ultimo de aproximadamente el 50% a 920°C con relación al material sin tratar térmicamente. Se obtuvo un aumento en la presencia de martensita desde 730°C con 0,35% hasta 100% de martensita a 920°C. [1]

Una aplicación conocida de los aceros de doble fase es la industria automotriz, ya que poseen gran ductilidad y soldabilidad, características de los aceros de bajo carbono como es expresado en: “Estudio de las propiedades mecánicas de aceros de doble fase mediante el ensayo miniatura de punzonado” (E. Cárdenas, Oviedo, 2009). En donde se muestra la caracterización micro estructural de diferentes aceros de bajo contenido de carbono de la familia de aceros de doble fase con limites elásticos variables desde 400 hasta 900 MPa, el comportamiento mecánico de los aceros fue caracterizado mediante el ensayo miniatura de punzonado (EMP), donde se utilizaron probetas cuadradas de 10 x 10 mm y 0.5 mm de espesor. Los aceros utilizado estaban en forma de chapa de 1.2 mm de espesor, obtenidas mediante un proceso de laminación en frío seguido de un recocido intercrítico a temperaturas que oscilaron entre los 755°C y 800°C, después fueron enfriados a velocidades muy altas para transformar la austenita en martensita, como resultado del tratamiento térmico se obtuvo martensita y ferrita dependiendo del contenido de carbono del acero y de la temperatura del tratamiento térmico, los resultados de EMP obtenidos mostraron una rigidez mayor cuanto mayor era el contenido de carbono del acero. [2]

Existen diferentes medios y formas de realizar el temple como en: “Intercritical heat treatment effects on low carbon steels quenched from intermediate temperature austenitization”(B. A. Ezekoye, Nsukka, 2009) se realizaron tratamiento térmicos a temperaturas intercríticas (temple intercrítico, temple intercrítico con revenido a baja temperatura, recocido intercrítico y normalizado intercrítico) a seis aceros con bajo contenido de carbono (0.13%C-0.18%), los resultados de los ensayos mecánicos al material tratado térmicamente mostraron que el temple intercrítico con revenido a baja temperatura redujo la resistencia a la tracción y la dureza, aumento el

porcentaje de reducción de área y la resistencia al impacto. El normalizado y el recocido intercrítico mejoraron el límite de elasticidad, ductilidad, pero disminuyó la resistencia a la tracción. Esto en relación con el material sin tratamiento térmico o en estado de entrega. [3]

Un aleante que es de utilidad para el mejoramiento de propiedades mecánicas es el niobio mediante los tratamientos térmico a temperaturas intercríticas mostrado en: “El papel del niobio en las propiedades mecánicas y la estructura de un acero doble fase (dual-phase Steel)” (Ing. Gustavo Calderón, Michoacán, 2011) aquí se realizó un tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas en un acero con 0,1%C y variando la presencia de Niobio en 0%, 0,1% y 0,5%, las temperaturas seleccionadas para la realización del tratamiento térmico fueron 750°C, 760°C, 770°C, 780°C, y 810°C, el tiempo de permanencia fue 30 minutos. Las pruebas de dureza mostraron que contenidos de 0% y 0,1% de niobio tuvieron los mejores valores de dureza con valores de 114HRB y 94HRB respectivamente a 810°C, los ensayos de tensión mostraron que el material con contenido de 0% Niobio y temperatura de tratamiento térmico de 780°C tubo el mayor el esfuerzo máximo con 510 MPa. [4]

De igual forma se deben tener en cuenta los medios de enfriamiento como en: “Influencia del tratamiento térmico desde temperaturas intercríticas en las propiedades mecánicas del acero SAE 1045” (Carlos A. Bohórquez, Bogotá D.C., 2012) – en donde se realizó un tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas en un acero SAE 1045, los tratamientos térmicos se realizaron a 4 temperaturas diferentes, con dos medios de enfriamiento agua y aceite, los resultados de las pruebas de dureza mostraron una variación aproximada de 15 HRC entre el medio de enfriamiento en agua y aceite debido a la cantidad de austenita transformada, estos valores fueron comparados con un modelo matemático experimental obteniendo una diferencia significativa aproximadamente de 10 HRC entre los modelos matemáticos y los resultados de las pruebas. [5]

Este tipo de tratamientos no solo es utilizado en aceros al carbono si no en diferentes tipos de aceros como en: “Efecto del tratamiento térmico intercrítico sobre las propiedades mecánicas del acero comercial AISI SAE 8615” (María E. Muños. A., Medellín, 1997) en donde el acero AISI SAE 8615 recocido fue sometido a temple y normalizado intercrítico (620°C - 850°C), las estructuras obtenidas se observaron con microscopio óptico, las diferentes microestructuras se sometieron a las pruebas de Tracción e impacto Sharp y con entalla. Los resultados se compararon con las propiedades de los tratamientos convencionales de Temple y Normalizado y con los valores establecidos comercialmente. Mostrando como resultados que la presencia de ferrita disminuye las propiedades tensiles del acero, con mejoría en la ductilidad y tenacidad del acero AISI SAE 8615, en donde se

obtuvo después del tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas una estructura martensita-ferrita, obteniendo una mejora del 8% en la energía absorbida y un 4% en la elongación en el material, esto en comparación con el temple convencional. Se mostró una mejoría del 35 % en la energía absorbida y un 15.6% de elongación después del tratamiento térmico de normalizado a temperaturas intercríticas en relación a un normalizado convencional. [6]

Los aceros de doble fase son utilizados en el campo de refuerzo de estructuras como en: “Desarrollo de aceros dual phase para refuerzo en estructuras de hormigón” (Lorusso, Hernán, Bueno Aires) en donde se realizó un tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas (740°C, 750°C, 760°C, 770°C, 780°C, 790°C, 800°C, 820°C, 840°C, 860°C Y 880°C) a un acero AL 220 con el fin de reemplazar el acero ADN420 y ADN420S, comparando los resultados con las normas requeridas para aceros de construcción, se desarrollaron pruebas de impacto y tensión. El medio de enfriamiento fue agua fría y el tiempo de permanencia fue de 30 minutos, como resultado se obtuvo una mejora de 241 HV a 880°C en relación al material base, y una mejora en la resistencia máxima a la tracción de 339 MPa a 820°C en relación a las normas requeridas y de 129 MPa en relación al ADN 420. [7]

No solo a los aceros de bajo carbono se les realiza tratamiento después del temple si no a las fundiciones como en: “Toughening of ADI (Austempered ductile irons) austenitized in intercritical región” (J.K.Chen, Taiwan, 2011) en donde se realizó un tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas entre 775°C y 900°C, después se realizó un austemperizado entre 300°C y 400°C. El material utilizado es una fundición de hierro dúctil FCD700, como resultado se muestra que la temperatura óptima para realizar el tratamiento térmico es 820°C por que se obtiene un esfuerzo último de 974MPa, energía de impacto de 166 J y 16,4% ductilidad. Comparado con el material sin tratamiento térmico el cual tiene un esfuerzo ultimo de 790MPa, 42J de energía de impacto y 8,2% ductilidad. [8]

El austemperizado también se puede realizar en hierros nodulares mediante un baño salino como se describe en: “Análisis del comportamiento mecánico en hierros nodulares de estructuras bifásicas” (Claudia V. Valdés, Coahuila de Zaragoza, 2009), en donde se realizó un calentamiento en la región intercrítica (780°C- 830°C) por 90 minutos, posteriormente un austemperizado en un baño de sales a temperaturas de 375°C por 60 minutos finalizando con el enfriamiento en agua fría. El material utilizado fue hierro nodular no aleado y uno aleado al 1%Ni - 0,24%Mo - 0,13%Cu. Se realizaron pruebas de tensión y de impacto. Como se resultado se obtuvo que la resistencia a la tensión no es afectada significativamente con una mejora menor al 5 %, la resistencia al impacto tuvo una mejoría con valores de 130J

– 135J para ambos hierros con una mejora aproximada de 30J a 50J en relación al hierro sin tratar térmicamente. ^[9]

Otra clase de fundiciones en la que se les hacen tratamientos térmicos desde temperaturas intercríticas son las esferoidales observado en: “Fundiciones esferoidales austemperizadas con Ferrita libre: Estudio preliminar” (M. Miranda, Mar del plata, 2004) en donde estudian las microestructuras resultantes de tratamientos térmicos de austemperizado desde temperaturas de austenización incompletas, correspondientes al intervalo intercrítico. Se presentan resultados de ensayos mecánicos en muestras austemperizadas, conteniendo distintas proporciones de ferrita libre y ausferrita. Las temperaturas intercríticas son $Ac_1 = 815\text{ }^{\circ}\text{C}$ y $Ac_3 = 705\text{ }^{\circ}\text{C}$. Se desarrollaron pruebas de tensión y dureza, como resultado se muestra que la muestra austenizada a $780\text{ }^{\circ}\text{C}$, que mostró un aumento de la ductilidad de casi el 300% con una disminución de resistencia a la rotura de 38%. ^[10]

Una forma diferente de mejorar las propiedades mecánicas mediante el tratamiento térmico de temple es utilizar elementos aleantes como el silicio o el magnesio como es mostrado en “Comportamiento mecánico y micro estructural de aceros doble fase” (CARLOS JAVIER LIZCANO ZULAICA, León, 2001), donde se desarrolló un tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas (715°C - 885°C) en aceros aleados con Si entre porcentajes de 0.01% y 2.02%, y aceros aleados con Mn con porcentajes de 0,44% y 1,92%, el medio de enfriamiento utilizado fue agua, los resultados mostraron que el esfuerzo ultimo tuvo una mejoría del 10% en el acero con un porcentaje de silicio del 2% a un temperatura de 885°C , en relación al material sin tratar térmicamente. El acero tratado térmicamente a 820°C con 1.92% de Mn registro una mejoría aproximada del 45% en relación al material sin tratamiento térmico. ^[11]

No solo el temple es utilizado a temperaturas intercríticas sino que existen otros tratamientos como el normalizado usado en: “Hardness Properties of Intercritically Normalized 0.14wt%C Structural Steel.” (P.O. Offor, M.Eng, Nigeria, 2010) En donde se realizó un normalizado a temperaturas intercríticas entre 730°C y 938°C , los tiempos de permanencia utilizados fueron 1 hora, 2 horas, 3 horas, 4 horas. Los resultados de las pruebas mostraron que al aumentar la temperatura del tratamiento intercrítico de normalizado aumento la dureza (900°C - 154HBN). Pero una permanencia prolongada (4 horas) no mejoro excesivamente la dureza en el material tratado térmicamente con apenas una diferencia aproximada del 8% con relación a una permanencia de 1 hora a la misma temperatura (840°C). ^[12]

El revenido también hace parte de estos tratamientos térmicos como es mostrado en: “Influencia de los tratamientos de revenidos intercríticos en la concentración de níquel correspondiente a partículas de austenita residual en un acero con 9 % Ni” (S. J. Casarme, Madrid, 1999) se realizó un tratamiento térmico de revenido a temperaturas intercríticas (540°C - 670°C), con tiempos de permanencia de 10 min, 1h, 10h y 100h. Las muestras con el tratamiento de revenido fueron analizadas por difracción de rayos-X para determinar las cantidades de fracciones de austenita residual. Como conclusión se mostró que mediante revenidos, cuya duración fue de una hora en el acero con 9 % Ni a temperatura entre 570 °C y 630 °C es posible obtener una fracción de austenita residual entre 8 % y 10%.^[13]

A los aleantes como el niobio también se le puede aplicar normalizado desde temperaturas intercríticas como se observó en: “Tensile properties of intercritically annealed 14 mm thick Nb - bearing microalloyed steel” (Manas Kumar Manna, Kolkata, 2004) se lleva a cabo un tratamiento térmico de normalizado a temperaturas intercríticas: 740°C, 760°C, 780°C y 800°C, el tiempo de permanencia es de 2 horas se realizaron ensayos de tracción, se mostró como resultado que se puede obtener aceros con esfuerzos últimos que van desde 600 - 800 MPa y ductilidad del 15 a 23% producto del tratamiento térmico. La mejor combinación de fuerza- ductilidad se obtiene en el recocido de intercrítico a 760°C.^[14]

Los problemas de corrosión afectan la economía de un país esto es analizado en: “Comportamiento electroquímico de barras de acero 1018 con imprimación catódica expuestas a un suelo fino” (G. Santiago – Hurtado, 2012), donde se compara el comportamiento de barras de acero imprimado tipo catódica como protección, contra barras de acero sin imprimir, los resultados mostraron que las barras de acero con primario catódico tienden a tener un estado pasivo o de no corrosión.^[15]

La caracterización de un material es muy importante para definir sus posibles campos de aplicación como en: “Análisis del Comportamiento a Fatiga en Flexión Rotativa de un Acero AISI SAE 1018 en Ambientes Corrosivos” (Paraguay Alvarado, 2011), el objetivo de este proyecto fue simular condiciones de corrosión, bajo carga de flexión rotativa, realizando comparaciones entre pruebas en seco y sometidas a corrosión, la comparación arrojó como resultado una disminución del 10% en el límite de resistencia a la fatiga, el límite de resistencia a la vida finita no se vio afectado por el corto tiempo de exposición de la probeta en el medio.^[16]

Los estudios de corrosión brindan la posibilidad de evaluar y determinar la velocidad de corrosión en los aceros como en: “Estudio comparativo de la normativa existente para la evaluación del grado y velocidad de corrosión en aceros para la construcción” (Patricia pardo tràfach, Catalunya, 2011), en donde se muestran los porcentajes de pérdida de peso en alambres de acero Tipo G, en los periodos de

7, 28, 56 y 90 días, donde la pérdida la pérdida de peso fue inferior al 1% para todos los tiempos de exposición.^[17]

En: “Corrosión del acero al carbono, acero galvanizado y aluminio en diferentes atmósferas colombianas” (Esteban correa bedoya, Pereira, 2007) en donde se realizó un estudio de corrosión atmosférica en ambiente de alto índice de corrosivo según la norma ISO 9223 al acero 1016 durante periodos de exposición bimestrales. Este estudio mostro que las altas concentraciones de cloruro afectaron la pérdida de peso de este material en los 8 meses de exposición.^[18]

2. JUSTIFICACIÓN

Esta investigación se realizó para determinar cómo varían las propiedades mecánicas que conlleva la realización de un tratamiento térmico a temperaturas intercríticas en el acero AISI-SAE 1018, determinando de esta forma cuales son las temperaturas intercríticas óptimas, que brinden la mejor combinación de las propiedades mecánicas analizadas.

El comportamiento del material tratado térmicamente en las distintas temperaturas, ya sea frágil o dúctil fue contrastado con los datos de las pruebas de impacto, tensión, dureza, corrosión, con el desarrollo del estudio metalográfico se establecieron las características microestructurales del material y al realizar el estudio de fractografía se determinó el tipo de fractura presentado en el material.

El uso de los datos y la información obtenida en este proyecto brindara la posibilidad de ampliar los campos de aplicación para este tipo de acero.

3. OBJETIVOS

3.1. OBJETIVO GENERAL

- ✦ Determinar la influencia del tratamiento térmico de temple desde temperaturas intercríticas en las propiedades mecánicas de tensión, impacto, dureza y resistencia a la corrosión en cámara salina del acero AISI SAE 1018.

3.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- ✦ Desarrollar un tratamiento térmico de temple al material desde temperaturas intercríticas, zona entre A_{c1} – A_{c3} (Diagrama hierro – carbono).
- ✦ Identificar los cambios en las propiedades mecánicas de este material luego de realizar el ensayo de impacto y tensión.
- ✦ Desarrollar el estudio metalográfico en el cual se determinen las características micro estructurales del material y los cambios que ocurren al realizar el tratamiento.
- ✦ Establecer cómo se comporta el material en función al porcentaje de pérdida luego de realizar el ensayo de resistencia a la corrosión, utilizando la cámara salina a tiempos de 50, 100 y 200 horas.
- ✦ Calcular la fracción volumétrica de los microconstituyentes encontrados en el acero AISI-SAE 1018 empleando la norma ASTM E562 y realizar microscopia electrónica de barrido.

4. DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA

La necesidad de satisfacer las demandas de los consumidores de acero en las distintas aplicaciones: como la industria automotriz, construcción etc., requiere de constante investigación, dando así una evolución tecnológica para lograr mejoras en las propiedades de estos. En diversos casos el problema fundamental es la necesidad de que el material sea de alta resistencia y a la vez con un elevado grado de maleabilidad.^[19]

Por ejemplo, en el pasado en la carrocería de los autos se utilizaba acero de bajo carbono sin elementos de aleación, lo que cumplía con buena deformabilidad, pero tenía baja resistencia mecánica, factor que hacía que tuvieran que aumentar el grosor de la lámina y consecuentemente el peso de la estructura.

Comúnmente al trabajar los aceros de bajo carbono sube la resistencia mecánica del acero pero se disminuyen las propiedades plásticas del material, un acero que cumple con estas condiciones es el acero AISI SAE 1018, el cual se caracteriza por su templeabilidad, resistencia a la fatiga y resistencia a la fractura.^[19] Utilizado frecuentemente en la industria automotriz, se emplea en barras de torsión, resortes, muelles, etc.

Los tratamientos térmicos realizados a los aceros, son una excelente forma de cambiar y modificar las propiedades, comúnmente en los tratamientos térmicos se encuentran los desarrollados a temperaturas intercríticas Los aceros con este tipo de tratamiento térmico, logran combinaciones de alta resistencia al mismo tiempo que buena ductilidad.^[19]

La constante necesidad de mejorar las propiedades mecánicas de los materiales hace necesario su investigación y desarrollo, la forma más sencilla de modificar dichas propiedades es a través de los tratamientos térmicos por lo que se genera la pregunta de investigación: ¿Cómo se afectarían las propiedades de tensión, impacto, dureza y resistencia a la corrosión en cámara salina del acero AISI SAE 1018 después de un tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas?, el desarrollo de este tratamiento térmico puede mejorar las propiedades mecánicas del acero AISI SAE 1018, lo que puede generar nuevos campos de aplicación o mejor rendimiento en sus actuales aplicaciones.

5. HIPÓTESIS

¿Mejoraran las propiedades mecánicas de dureza, tracción, impacto y aumentara la resistencia a la corrosión al realizar el tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas al acero AISI SAE 1018?

6. DELIMITACIÓN DEL PROYECTO

Se llevó a cabo un temple a temperaturas intercríticas en un acero AISI-SAE 1018 es decir entre Ac_1 y Ac_3 , se trabajó con cinco temperaturas dentro de esta zona con un tiempo de permanencia de 20 minutos para cada una, el medio de enfriamiento fue agua a temperatura ambiente.

Se realizaron ensayos de tensión, pruebas de impacto, índice de endurecimiento y corrosión en cámara salina, se calcularon las fracciones volumétricas de los microconstituyentes (martensita, ferrita, perlita) a partir de la norma ASTM E562, para de esta forma poder determinar la influencia del tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas en las propiedades mecánicas del acero AISI SAE 1018.

Los resultados obtenidos a partir de las pruebas en el material con tratamiento térmico se procesaron y se compararon con los resultados del material sin tratamiento térmico obteniendo de esta forma un valor cuantitativo de la variación en las propiedades mecánicas del material.

Se realizaron pruebas de corrosión utilizando la cámara salina a tiempos de 50, 100 y 200 horas, se estableció su comportamiento en función del porcentaje de pérdida de peso.

Para el desarrollo de los ensayos antes mencionados se contó con las máquinas disponibles en la universidad, maquina universal de ensayos, péndulo de impacto sharpy, durómetro, cámara salina, microscopio metalográfico, lo que facilitó el desarrollo de los ensayos y minimizó los costos del desarrollo de las pruebas.

7. TERMINOLOGÍA

7.1. Acero AISI SAE 1018: Entre los aceros de bajo carbono, el 1018 es el más versátil por sus características; análisis controlado, mejores propiedades mecánicas que otros aceros del mismo tipo por su alto contenido de manganeso, buena soldabilidad, buena maquinabilidad. Cuando se requiere una superficie muy dura pero un centro tenaz, este acero cementado cumple perfectamente. Estirado en frío mejora sus valores de resistencia mecánica y su maquinabilidad, haciéndose muy popular para un sin número de aplicaciones. ^[20]

7.2. Acero Eutectoide: Presentan una fase austenítica sólida a una composición de 0.89% C con granos orientados al azar. Al enfriar desde esta fase, se desarrollan las fases ferrita y cementita en láminas, formando una microestructura única llamada perlita. ^[21]

7.3. Acero Hipoeutectoide: Son las aleaciones entre 0,008% y 0,89% de carbono según el diagrama hierro – carbono. El acero hipoeutectoide está formado por una mezcla de ferrita más perlita. ^[22]

7.4. Acero Hipereutectoide: Se denomina acero hipereutectoide a aquellos aceros que en su composición y de acuerdo con el diagrama hierro-carbono tienen un porcentaje de carbono entre 0,89% y 1,76%. Su constituyente principal es la cementita (Carburo de hierro (Fe_3C)). Es un material duro y de difícil mecanización. ^[23]

7.5. Austenita: Es el constituyente más denso de los aceros y está formado por una solución sólida por inserción de carbono en hierro gamma. ^[24]

7.6. Cámara salina: También llamada de niebla salina, esta funciona como un sistema cerrado, en el cual una muestra (generalmente una placa de acero) pintada con un recubrimiento anticorrosivo, es expuesta a una solución salina a temperatura controlada a manera de que actúe sobre la muestra. ^[25]

7.7. Carbonitruración: La carbonitruración es un proceso de cementación en caja austenítico (por encima de A3) similar a la carburación, que incorpora nitrógeno y que se utiliza para aumentar la resistencia al desgaste mediante la creación de una capa superficial endurecida. ^[26]

7.8. Carburos: Son fases muy duras que se forman al combinarse el C con algunos elementos aleantes. Pueden ser: Carburos simples, carburos dobles y carburos compuestos. ^[27]

7.9. Cementita: Es carburo de hierro y por lo tanto su composición es de 6.67% de C y 93.33% de Fe en peso. Es el constituyente más duro y frágil de los aceros, alcanzando una dureza de 960 Vickers. Cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico de gran tamaño. Es magnética hasta los 210°C, temperatura a partir de la cual pierde sus propiedades magnéticas. ^[28]

7.10. Clasificación AISI – SAE: En el sistema AISI-SAE, los aceros se clasifican con cuatro dígitos. El primer dígito especifica la aleación principal, el segundo modifica al primero y los dos (2) últimos dígitos, dan la cantidad de carbono en centésimas. ^[29]

7.11. Curva o Diagrama TTT: Se denomina curva TTT al diagrama que relaciona el tiempo y la temperatura requeridos para una transformación isotérmica. Los diagramas TTT son gráficas que representan la temperatura frente al tiempo, normalmente en escala logarítmica. ^[30]

7.12. Cubica centrada en las caras (FCC): En la estructura cúbica centrada en las caras, los átomos están situados en los vértices de la celdilla de unidad y en el centro de sus caras. ^[31]

7.13. Cubica centrada en el cuerpo (BCC): En la estructura cúbica centrada en el cuerpo, los átomos están situados en los vértices de la celdilla cúbica y en su centro. ^[32]

7.14. Curva o Diagrama CCT: Representación gráfica de la temperatura frente al logaritmo del tiempo de un acero de composición definida. Utilizado para indicar las transformaciones que ocurren al enfriar de modo continuo y a velocidad controlada. De este modo se puede predecir la microestructura y las características mecánicas. ^[33]

7.15. Deformación plana invariante (IPS): Es una deformación por cizallamiento, que se asocia a la transformación martensítica, la transformación ocurre por una deformación de cizalla pura que forma un plano común, entre la fase precursora (austenita – tetragonal) y la fase formada (martensita – monoclinica). ^[34]

7.16 Dureza: Se entiende por dureza la propiedad de la capa superficial de un material de resistir la deformación elástica, plástica y destrucción, en presencia de esfuerzos de contacto locales inferidos por otro cuerpo, más duro, el cual no sufre

deformaciones residuales (indentador o penetrador), de determinada forma y dimensiones.^[35]

7.17 Durómetro: Es un aparato que mide la dureza de los materiales, existiendo varios procedimientos para efectuar esta medición.

Los más utilizados son los de Rockwell, Brinell, Vickers y Microvickers. Se aplica una fuerza normalizada sobre un elemento penetrador, también normalizado, que produce una huella sobre el material. En función del grado de profundidad o tamaño de la huella, obtendremos la dureza.

Dentro de cada uno de estos procedimientos, hay diversas combinaciones de cargas y penetradores, que se utilizarán dependiendo de la muestra a ensayar.^[35]

7.18 Ensayo de Impacto: Consiste en dejar caer un pesado péndulo, el cual a su paso golpea una probeta que tiene forma de paralelepípedo ubicada en la base de la máquina. La probeta se rompe de un solo golpe.^[36]

7.19 Ensayo de tracción: consiste en someter a una probeta normalizada a un esfuerzo axial de tracción creciente hasta que se produce la rotura de la probeta. Este ensayo mide la resistencia de un material a una fuerza estática o aplicada lentamente.^[37]

7.20 Esferoidización: Se produce por medio de un calentamiento y enfriamiento alternativos en temperaturas inmediatamente arriba y debajo de la zona A_{c1} , la estructura globular que se obtiene mejora la maquinabilidad del acero, los aceros de bajo carbono (0,08% a 0,3%C) se pueden esferoidizar.^[38]

7.21 Ferrita: Es una solución sólida de carbono en hierro alfa, su solubilidad a la temperatura ambiente es del orden de 0,008% de carbono, por esto se considera como hierro puro, la máxima solubilidad de carbono en el hierro alfa es de 0,02% a 723 °C., es el más blando y dúctil de los constituyentes de los aceros. Cristaliza en una estructura BCC. Tiene una dureza de 95 Vickers, y una resistencia a la rotura de 28 Kg/mm²,^[39]

7.22 Ferrita Alotriomórfica: Tipo de ferrita, que es la primera en nuclear a 910°C en hierro puro, pero puede bajar hasta 710°C en acero con 0.77% de C. Nuclea en los bordes de grano de la austenita Crece a lo largo de los límites de grano, en forma alargada.^[40]

7.23 Ferrita Wittmanstätten: Es un tipo Ferrita en forma de placas, Puede nuclear en los bordes de grano austeníticos y en la ferrita alotriomórfica formada previamente.^[40]

7.24 Inclusiones no Metálicas: son inclusiones microscópicas ($< \sim 300 \mu\text{m}$) compuestos principalmente de productos de desoxidación y desulfurización. Interrumpen la continuidad de la estructura y disminuyen la resistencia de los aceros. Pueden ser de tres tipos: sulfuros, óxidos y silicatos. ^[41]

7.25 Límite de grano: Es la interfaz entre dos granos o cristalitos, en un material policristalino. La mayoría de los límites de grano son sitios preferidos para la aparición de la corrosión y para la precipitación de nuevas fases a partir del sólido. Los límites de grano interrumpen el movimiento de las dislocaciones a través de un material, por lo que la reducción de tamaño de los cristalitos es una forma común para mejorar la fuerza. ^[42]

7.26 Maclado: El maclado resulta cuando una porción de un cristal toma una orientación que está relacionada a la del resto de la red sin maclar de manera simétrica. La porción maclada es una imagen a espejo del cristal original. El plano de simetría entre las dos porciones es llamado plano de macla. ^[43]

7.27 Martensita: Es el constituyente de los aceros templados, está conformado por una solución sólida sobresaturada de carbono o carburo de hierro en ferrita y se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde su estado austenítico a altas temperaturas. La martensita tiene una dureza de 50 a 68 HRC, resistencia a la tracción de 170 a 250 kg/mm² y un alargamiento del 0.5 al 2.5 %. ^[44]

7.28 Microscopio Electrónico de Barrido o SEM (Scanning Electron Microscope): es aquel que utiliza un haz de electrones en lugar de un haz de luz para formar una imagen. Tiene una gran profundidad de campo, la cual permite que se enfoque a la vez una gran parte de la muestra. También produce imágenes de alta resolución, que significa que características espacialmente cercanas en la muestra pueden ser examinadas a una alta magnificación. La preparación de las muestras es relativamente fácil pues la mayoría de SEM sólo requiere que estas sean conductoras. ^[45]

7.29 Microscopio Metalográfico: Este tipo de microscopio es de uso común para el control de calidad y producción en los procesos industriales. Con ellos, es posible realizar mediciones en los componentes mecánicos y electrónicos, permite además efectuar el control de superficie y el análisis óptico de los metales. De acuerdo al propósito de uso, existen multitud de variedades dependiendo del tipo de objetivos, oculares, aumento máximo permitido, enfoque, etc. Este tipo de microscopio difiere de los biológicos en que el objeto a estudiar se ilumina con luz reflejada, ya que las muestras cristalográficas son opacas a la luz. ^[46]

7.30 SAE: (Society of Automotive Engineers) norma para clasificar los aceros en distintos grupos, aceros al carbono, aceros de media aleación, aceros aleados, aceros inoxidables, aceros de alta resistencia, aceros de herramienta, etc. ^[47]

7.31 Metalografía: La metalografía estudia la estructura interna de los metales y de las aleaciones y relaciona esa estructura con las propiedades mecánicas. ^[48]

7.32 Morfología: Estudia la forma, estructura, componentes, característicos de los distintos tipos de materiales para de esta forma caracterizarlos. ^[48]

7.33 Mufla: Es un tipo de horno que puede alcanzar temperaturas muy altas para cumplir con los diferentes procesos que requieren este tipo de característica dentro de los laboratorios. ^[49]

7.34 Nariz perlítica: La nariz perlítica da el mínimo tiempo de retardo y define la velocidad crítica de temple del acero, que es la mínima velocidad que permite alcanzar una estructura 100% martensítica, sin haber sido sometido a ninguna otra transformación en el enfriamiento. ^[50]

7.35 Perlita: Se denominó así por sus colores iridiscentes y su semejante con el nácar o madreperla cuando se observa con iluminación oblicua. Los aceros hipoeutectoides, en estado recocido se componen de perlita y ferrita. ^[50]

7.36 Probeta: Material mecanizado que se usa para la realización de los ensayos mecánicos y los diferentes tipos de análisis que se requieran.

7.37 Resistencia a la Fatiga: Fenómeno que conduce a la rotura de una pieza mecánica a causa de solicitaciones repetidas. Puede comprobarse con facilidad doblando alternativamente un alambre en un sentido y en otro. En un instante determinado la rotura se produce incluso con esfuerzos muy pequeños. ^[51]

7.38 Temple: Tratamiento térmico que se da a algunos metales a fin de darles determinadas propiedades mecánicas, por ejemplo: mayor dureza. Consiste en un recalentamiento del metal seguido de un enfriamiento rápido, realizado al aire o por inmersión en un baño, de aceite o agua. ^[52]

7.39 Templabilidad: Es la propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza inducida por el temple. ^[52]

7.40 Temple del Acero: Procedimiento que consiste en calentarlo hasta una temperatura a la que sea completamente austenítico y enfriarlo luego con la rapidez

suficiente para que se evite la formación de ferrita y perlita y se obtenga la mayor cantidad posible de martensita. ^[53]

7.41 Tratamiento Térmico: Es la combinación de varios procedimientos en el tratamiento de una pieza, mediante su sujeción a cambios de temperatura y con el propósito de obtener determinadas características mecánicas del material. ^[53]

7.42 Velocidad crítica de temple: Es la velocidad de enfriamiento mínima, para la cual la totalidad la austenita formada en el calentamiento, se transforma en martensita, los elementos de aleación disminuyen en general la velocidad crítica de temple. ^[53]

8. MARCO TEÓRICO

8.1. Temple

8.1.1. Características

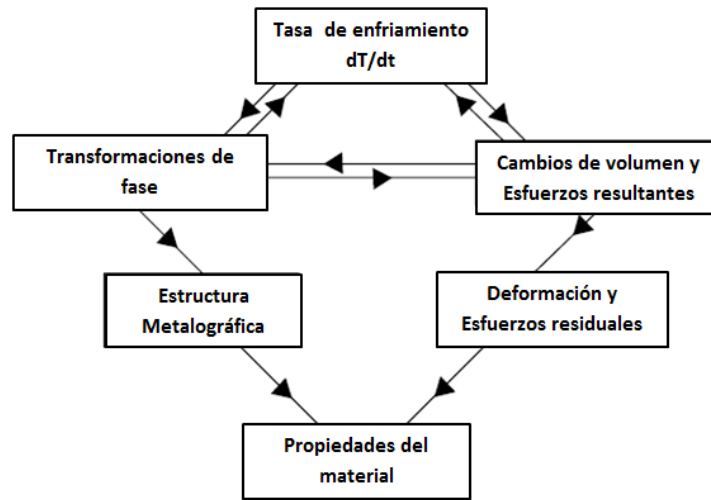
La importancia excepcional de los aceros en la ingeniería se basa en su capacidad de cambiar las propiedades mecánicas en un amplio intervalo cuando se somete a un tratamiento térmico controlado. Para los aceros al carbono no aleados, por ejemplo, la dureza se puede aumentar hasta en un 500% con sólo cambiar la velocidad de enfriamiento desde la temperatura de austenización de extremadamente lento a extremadamente rápido. Algunos de los efectos secundarios importantes en el temple son la formación de tensiones térmicas y de transformaciones que dan lugar a cambios en el tamaño y forma y por lo tanto puede resultar en grietas debido al temple que pueden dañar la pieza de trabajo.^[54]

La figura 1 representa esquemáticamente los efectos de las tres características del temple, tasa de enfriamiento, estructura metálica y tensiones internas. La velocidad de enfriamiento influye en la transformación de fase de la estructura metálica, mientras que el calor latente debido a los cambios estructurales afecta a la velocidad de enfriamiento. Todas las transformaciones de fase de austenita durante el temple se acompañan de la expansión de volumen. Además, los aceros se contraen con la disminución de la temperatura. Como consecuencia, pueden ocurrir diferentes cambios de estructura, y la temperatura provoca cambios volumétricos no uniformes en la parte templada que pueden resultar en esfuerzos térmicos. Estas tensiones aceleran o impiden la transformación de fase e influyen en la expansión de volumen. Si bien la transformación de fase se lleva a cabo en una estructura metálica definida, la dilatación volumétrica y térmica y las tensiones de transformación dan lugar a deformaciones y tensiones residuales. A temperatura ambiente, ambas características influyen en las propiedades del material.^[55]

Los efectos combinados entre la distribución de la temperatura durante el temple, la estructura metálica, y las tensiones requieren una velocidad de enfriamiento adecuada durante el tratamiento térmico. Esto influye en la reproducibilidad suficiente y la previsibilidad en el desempeño del temple. El objetivo principal del proceso de temple es lograr la microestructura deseada, dureza, y resistencia a la vez que minimizar las tensiones residuales y deformación.

Los temples más comunes en la práctica son realizados en líquidos como el agua, el agua que contiene sal y aceites. También se utilizan gases inertes, sales fundidas, metal fundido, y fluidos lechosos.

Figura 1: Efectos combinados entre la tasa de enfriamiento, transformaciones de fase y esfuerzos, y su influencia en las propiedades del material.



Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag. 540.

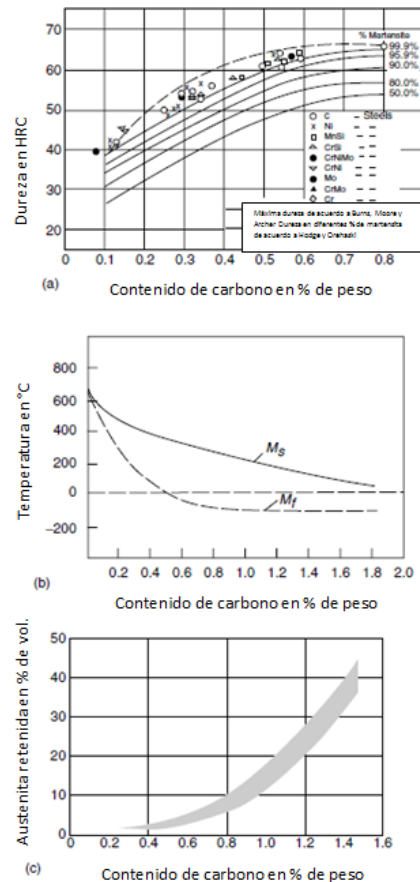
8.1.2. Influencia de la concentración de carbono.

La dureza de los aceros aumenta con la concentración de carbono disuelto en la austenita antes del temple, como se muestra en la figura 2a. El aumento de la dureza es causada por la creciente densidad de dislocaciones y la distorsión de la red de martensita en la estructura centrada en el cuerpo, debido a los átomos de carbono insertados. Si la concentración de carbono excede aproximadamente el 0,5% en peso, la dureza aumenta ligeramente debido a la extremadamente alta deformación de la martensita formada, esto dificulta aún más la transformación de la austenita; la temperatura para completar la formación de martensita M_f cae por debajo de la temperatura ambiente (Figura 2b), y cantidades crecientes de austenita retenida permanecen en la estructura de martensita con el aumento del contenido del carbono disuelto (Figura 2c). En comparación con la martensita, la austenita retenida posee un muy bajo límite elástico y dureza y es tan inestable que inmediatamente se transforma en martensita o bainita. Las expansiones de volumen que acompañan este proceso de transformación provocan cambios de forma y tamaño, y pueden dar lugar a grietas que dañan las piezas de trabajo. La consecuencia es que los aceros no aleados con concentraciones de carbono superiores a 0,5% en peso, sólo se utilizan después del revenido. El revenido reduce la fracción de volumen de la austenita retenida y libera la tensión de la martensita por la reducción de la densidad de dislocaciones y la sobresaturación de carbono.

por precipitación. Además, el revenido conduce a una reducción de las tensiones producidas durante el temple. [56]

La figura 2 muestra los efectos de la concentración de carbono a) dureza para estructuras con diferentes contenidos de martensita; (b) la temperatura para iniciar y completar la formación de martensita M_s y M_f ; (c) austenita retenida. [56]

Figura 2: Efectos de la concentración de carbono



Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag 545

8.1.3. Descripción del proceso de temple en agua.

Cuando un acero al carbono se temple a partir de la temperatura de austenización se necesita una velocidad de enfriamiento mayor o igual a $55^{\circ}\text{C}/\text{seg}$ para evitar la nariz perlítica de la curva TTT la sección transversal de la pieza debe enfriarse a esta velocidad para alcanzar el máximo contenido de martensita. Bajo condiciones ideales, el agua provee una velocidad de enfriamiento de $1800^{\circ}\text{C}/\text{seg}$ aproximadamente, en los aceros al carbono es recomendable realizar este

tratamiento en superficies delgadas, con una relación grande de superficie a volumen, preferiblemente se deben utilizar piezas simétricas y sencillas para que se produzca una templabilidad completa. Entre las ventajas de utilizar agua como medio de enfriamiento se encuentran: esta se elimina fácilmente, con lo que desaparecen los problemas de contaminación, es efectiva para quebrar las cascarras de óxido de la superficie de las piezas que son templadas en hornos sin atmosferas protectoras. La agitación es importante en el temple con agua, debido a que este movimiento dispersa las burbujas de vapor adheridas a las piezas y las porciones de agua más fría pueden alcanzar la pieza a tratar. [57]

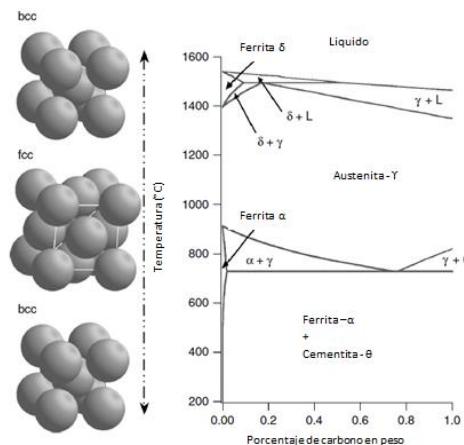
8.2. Principales constituyentes del acero.

8.2.1. Ferrita Alotriomórfica

La descomposición de la austenita en ferrita alotriomórfica se produce en un amplio intervalo de temperaturas por debajo del límite de la fase austenita a ferrita-austenita. [58]

La figura 3 muestra una ilustración de la ferrita cubica centrada en el cuerpo (bcc) y austenita cúbica centrada en las caras (fcc) con un diagrama binario Fe-C calculado meta estable que muestra la estabilidad de la fase de austenita, ferrita y cementita. [58]

Figura 3: Ilustración de la ferrita cubica centrada en el cuerpo (bcc) y austenita cúbica centrada en las caras (fcc).



Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag 105

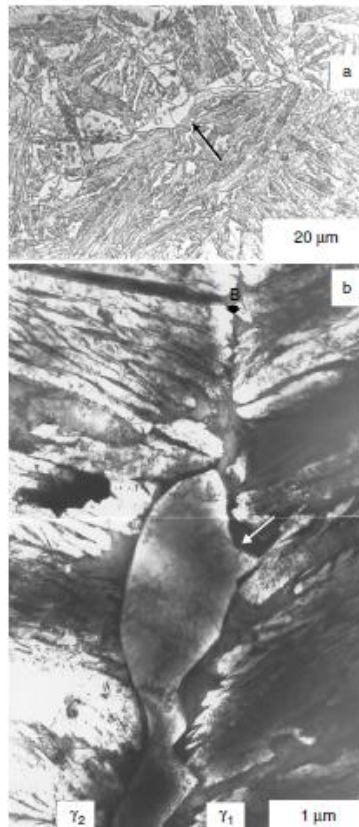
La ferrita Alotriomórfica generalmente nuclea a lo largo del límite del grano de la austenita. Primero crece lateralmente a lo largo de la frontera y después crece perpendicularmente en el grano de austenita. Hay ausencia de cualquier cambio de forma macroscópica, y sólo se observa un cambio de volumen. Durante la nucleación, los cristales de ferrita alotriomórfica exhiben una relación de orientación preferente con los granos de austenita (γ_1). La relación de orientación es por lo general del tipo Kurdjumov-Sachs (KS).

La relación KS indica que los planos de empaquetamiento compacto de austenita y ferrita son paralelos entre sí y que las direcciones de empaquetamiento compacto de austenita y ferrita son paralelas entre sí. En algunas ocasiones, la ferrita puede diferir ligeramente de tener direcciones paralelas, como lo demuestra la relación de orientación Nishiyama-Wasserman (NW).

Las orientaciones KS o NW permiten la existencia de un límite semi-coherente entre austenita y ferrita. De ese modo minimizar la energía superficial requerida para nuclear la ferrita en el límite austenítico. Una pequeña energía libre es suficiente para satisfacer las orientaciones KS y NW, la ferrita puede crecer en el grano de austenita adyacente (γ_2) sin ninguna relación de orientación específica. La micrografía óptica (Figura 4a) muestra los granos de ferrita alotriomórfica a lo largo del límite de grano de austenita. La microestructura restante es ferrita bainítica. Una imagen de microscopía electrónica de transmisión de esta (figura 4b) muestra un grano de ferrita alotriomórfica situado a lo largo de la frontera de dos granos de austenita (γ_1 y γ_2). El análisis por difracción de electrones de la estructura anterior indica que la ferrita alotriomórfica tiene una relación de orientación KS con un grano γ_1 y que no hay una relación especial de orientación. Además una observación detallada también demuestra pequeños escalones en la interfaz a lo largo de las protuberancias en la parte γ_1 de la ferrita alotriomórfica. Sin embargo, la interfaz en el lado γ_2 muestra un límite desordenado, sin una estructura específica. La tasa de crecimiento en el lado γ_2 es más rápida que en el lado γ_1 . Esta aparente diferencia en la tasa de crecimiento fue mostrada en el clásico experimento de microscopía electrónica de transmisión *in situ* por Purdy.^[58]

La Figura 4 muestra (a) Micrografía óptica que muestra la presencia de ferrita alotriomórfica (marcado por la flecha) y la microestructura de bainita en un acero de Fe-C-Si-Mn. (b) micrografía electrónica de transmisión que muestra la presencia de ferrita alotriomórfica a lo largo de un límite de grano de austenita (γ_1 y γ_2). Marcado por b. La relación entre la orientación ferrita alotriomórfica y el grano γ_1 estaba cerca de una relación de orientación KS-NW y se encontraba en una relación de orientación aleatoria con el grano γ_2 .^[58]

Figura 4: Ferrita alotriomórfica.



Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag. 110

8.2.2. Ferrita Widmanstätten.

Describe una morfología de ferrita en forma de placas o listones laterales y crece en los granos de austenita con una relación de orientación KS. El listón de ferrita, que se forma a partir del límite de grano de austenita, se conoce como ferrita primaria Widmanstätten. La ferrita que nuclea en la ferrita alotriomórfica preexistente se conoce como ferrita secundaria Widmanstätten. La nucleación de ferrita secundaria Widmanstätten se produce sobre todo en la frontera semicoherente de la interface entre la ferrita y la austenita. Una microestructura típica de ferrita secundaria Widmanstätten, en una soldadura de acero se muestra en la figura 5a. Una ilustración esquemática de la evolución de la microestructura se muestra en la figura 5b. ^[59]

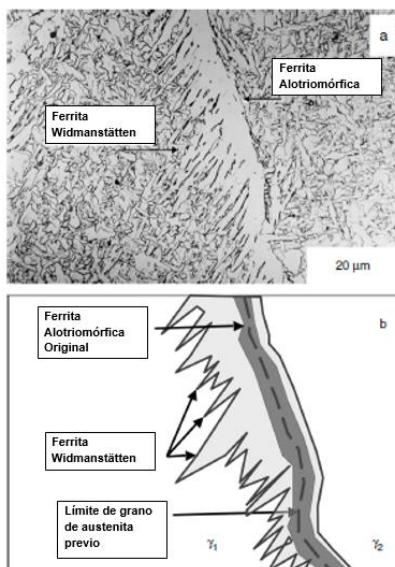
A medida que el acero se enfría desde alta temperatura, las formas de ferrita alotriomórfica con una relación KS - NW con un grano de austenita γ_1 tienen un límite de interfaz semicoherente. Con un enfriamiento adicional, la ferrita secundaria

Widmanstätten nuclea en el lado γ_1 de la ferrita alotriomórfica y crece en el grano de austenita. Este proceso de nucleación y crecimiento conduce a la morfología de diente de sierra. [59]

Se han propuesto dos mecanismos de crecimiento de ferrita Widmanstätten. En el primer mecanismo, el crecimiento se atribuye al movimiento lateral de las interfaces semicoherentes por pequeños pasos (salientes) en la interfaz. En el segundo mecanismo, la ferrita Widmanstätten puede crecer a través de un mecanismo de desplazamiento de transformación. Muchos de los resultados experimentales están de acuerdo con el segundo mecanismo. La ferrita Widmanstätten en forma de cuña se produce debido al “back-to-back”, es decir al crecimiento cooperativo de dos variantes cristalográficas de ferrita. Las placas de ferrita Widmanstätten crecen dentro de austenita no transformada, por extensión, a lo largo de su longitud. La tasa de crecimiento es controlada sólo por la difusión del carbono en la austenita por delante de la placa. Es posible estimar la tasa de crecimiento de ferrita Widmanstätten con modelos de crecimiento de difusión controlada de Bhadeshia y Trivedi, considerando solamente la difusión del carbono. [59]

Lo Figura 5 muestra (a) Micrografía óptica que muestra microestructura secundaria de ferrita Widmanstätten en una soldadura de acero Fe-C-Mn obtenido a través de un enfriamiento continuo. El crecimiento de estas placas se produce sólo en un lado de la ferrita alotriomórfica. (b) Ilustración esquemática que muestra posible mecanismo para la formación microestructura de ferrita Widmanstätten en un solo lado de la ferrita alotriomórfica original. [59]

Figura 5: Ferrita Widmanstätten.

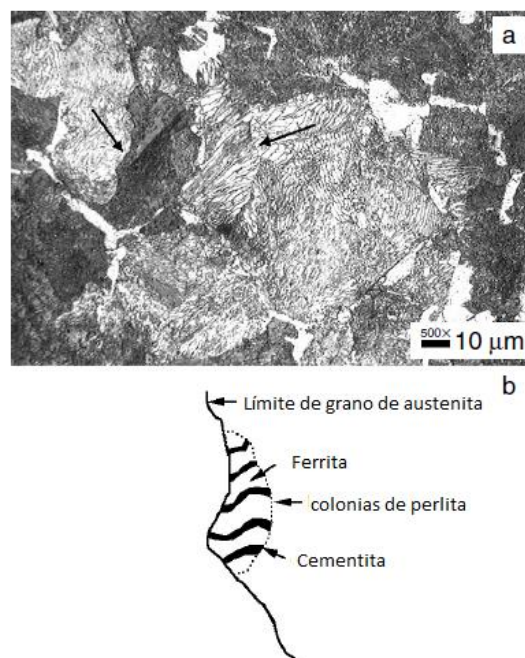


Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag 111

8.3 Perlita.

Una microestructura de perlita típica, tiene muchas colonias de una mezcla laminar de ferrita y cementita Figura 6a. Bajo un microscopio óptico, cada colonia de perlita (que se muestra esquemáticamente en la figura 6b puede parecer que está compuesta de muchos cristales alternos de ferrita y cementita, sin embargo, se compenetran mayormente cristales de ferrita y cementita en tres dimensiones. [60]

Figura 6: (a) Una microestructura óptica típica de perlita en un acero de Fe-C-Mn. Varias colonias de perlita están marcadas con flechas. (b) Ilustración esquemática de crecimiento de las colonias de perlita.



Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag 114

La ferrita y cementita dentro de la colonia de perlita muestran relaciones cristalográficas preferentes. Las relaciones de orientación más comunes son: Pitsch Petch y la relación Bagaryatski.

La perlita crece en austenita mediante un crecimiento cooperativo de ferrita y cementita. Ni la ferrita ni la perlita muestran una orientación cristalográfica preferente con la austenita en la que están creciendo. La interfaz con colonia de austenita es una interfaz de alta energía incoherente. Como resultado, la perlita que nuclea sobre ferrita alotriomórfica preexistente siempre elige el lado de ferrita (interfaz de alta energía) que no tiene ninguna relación cristalográfica con un grano de austenita. Por el contrario, la ferrita Widmanstätten y la bainita siempre nuclean en las interfaces de baja energía. Existe una relación conocida entre las colonias de

perlita y las condiciones de transformación. La separación de laminillas disminuye con una disminución en la temperatura de transformación. La transformación de perlita se produce muy cerca del equilibrio termodinámico, y a menudo se produce a temperaturas más altas y muestra tasas de crecimiento lento en comparación con la bainita.^[60]

8.3.1. Estructura de Perlita.

La velocidad a la que se forman núcleos de cristalización de perlita depende de la sobresaturación de la austenita con carburo, que aumenta a medida que se baja la temperatura. La tasa depende también de la velocidad de difusión, que disminuye con la temperatura. El crecimiento de los islotes de perlita depende en su mayor parte de la tasa de difusión de los átomos de carbono y hierro. Los otros factores decisivos son el grado de sobresaturación y la ventaja de la energía libre durante la formación de ferrita. Los islotes de perlita crecen no sólo a través de la formación de nuevas placas, sino también a través de un mayor crecimiento de las placas viejas en todas las direcciones. Las placas de carburo crecen más rápido que las placas de ferrita. El proceso se puede iniciar, sin embargo, con la formación de núcleos de ferrita. Múltiples alternancias de nucleación de placas de ferrita y cementita y de ramificación de las placas de ambas fases conducen a la formación del plano-paralelo y placas de perlita en forma de abanico.^[61]

Los núcleos de perlita aparecen predominantemente en las regiones de defectos con estructura cristalina: los límites de grano, carburos insolubles, o inclusiones no metálicas, tales como sulfuros. Una característica muy importante de la perlita es el espaciamiento de placa a placa. Las propiedades de resistencia del acero mejoran con una disminución de ese espaciado.^[61]

La tasa de formación de centros de cristalización de cementita y ferrita en el rango de perlita acelera a medida que se baja la temperatura. El espacio de placa a placa disminuye, y la finura de la estructura aumenta. En el acero eutectoide, la transformación de perlita tiene lugar en el enfriamiento a 600-700°C (1100-1300°F). En este caso, el espaciamiento de placa a placa es igual a 0,5-1 µm. La precipitación de austenita durante el intervalo de temperatura de 650-600°C (1200-1100°F) proporciona la distancia de placa a placa de 0,4 hasta 0,2 µm. En este caso, el eutectoide es perlita fina. Cuando los precipitados de austenita se producen durante el intervalo de temperatura de 600-500°C (1100-930°F), se forma una mezcla eutectoide extremadamente fina, donde el espaciamiento de placa a placa es igual a ~ 0,1 µm.

Una característica importante que influye en las propiedades del acero es la dimensión de la colonia de perlita. Una disminución en la dimensión de la colonia se acompaña de un crecimiento de la resistencia al impacto y la disminución de la fragilidad. La temperatura crítica de fragilidad depende de la morfología de perlita

Así, una perlita con resistencia relativamente alta se forma en el caso de la ruptura de las placas de ferrita y cementita, formando una alta densidad de dislocaciones dentro de la ferrita. ^[61]

Una mejor resistencia a la fractura de la perlita se puede lograr a través de la esferoidización de partículas de cementita. La esferoidización puede ser facilitada por la deformación de perlita, calentamiento posterior, y mantenimiento a una temperatura cerca de A_{c1} . Otro método de proporcionar una resistencia relativamente alta y ductilidad de la perlita consiste en la deformación durante la transformación de perlita. Esto conduce a la formación de una estructura poligonal y esferoidización de cementita.

8.3.2. Transformación Austenita-Perlita.

La transformación de la red FCC de la austenita a la red BCC de ferrita se ve obstaculizada debido a la presencia de carbono disuelto en la austenita. La red de austenita tiene espacio suficiente para dar cabida a átomos de carbono en los centros de las celdas unitarias. ^[51] La red BCC de ferrita no tiene ese espacio. Por esta razón, la solubilidad del carbono se reduce considerablemente en la transición de austenita a ferrita. Durante la transformación $\beta \rightarrow \alpha$, casi todo el carbono se precipita a partir de la red de austenita. De acuerdo con el diagrama Fe-Fe₃C se precipita como carburo de hierro (cementita). Esta transformación puede ser descrita por tres procesos interconectados:

1. Transformación de la red γ -Fe a la red α -Fe
2. Precipitación de carbono como el carburo Fe₃C (cementita)
3. Coagulación de los carburos

A la temperatura de los procesos de A₁, los procesos 1 y 2 suceden casi simultáneamente, con la formación de una mezcla laminar de ferrita y cementita.

Los átomos de carbono disueltos se distribuyen al azar en la red. Por esta razón se nuclea la cementita en las regiones ricas en carbono y la ferrita en las regiones de carbono empobrecido que tienen poco o nada de carbono. Tal redistribución del

carbono se realiza a través de la difusión y depende de la temperatura y el tiempo.
[62]

Cuando los aceros hipoeutectoides que contienen menos de 0,8% de C son sometidos a enfriamiento lento, la transformación se inicia con la formación de ferrita en los límites de grano. Los límites actúan como centros de cristalización de ferrita.

Cuando los aceros hipereutectoides (contenido de carbono inferior al 0,8%) se someten a enfriamiento lento, en el cruce de la línea ES, la cementita se comienza a precipitar en los límites de grano. Aquí los límites de grano también sirven como sitios de cristalización. [62]

La tasa de difusión del carbono en las estructuras reticulares de γ -Fe y α -Fe disminuye rápidamente a medida que se baja la temperatura

La presencia de una velocidad de enfriamiento adecuada, se puede mejorar hasta tal punto que la formación de perlita se hace imposible.

En el rango de temperaturas bajas, el mecanismo de transformación y el carácter de la estructura formada dependen únicamente de la temperatura a la que la transformación se lleva a cabo. Teniendo en cuenta el grado de subenfriamiento, los tres rangos de temperatura de transformación se distinguen: (1) el rango de perlita, (2) la gama intermedia, y (3) el rango de martensita. Una transición continua de un mecanismo de transformación a otro puede tener lugar en estos rangos de temperatura. Los procesos dependen en gran medida del contenido de elementos de aleación, sobre todo de carbono, en el acero. Ellos pueden comenzar por un mecanismo más rápido y al final por uno más lento. En el rango de perlita, la transformación se caracteriza por la formación simultánea de una mezcla de ferrita y carburo. La ferrita libre de carburos puede precipitarse en los límites de grano de austenita. La difusión de hierro y otros elementos de aleación también juegan un papel importante.

8.4 Martensita.

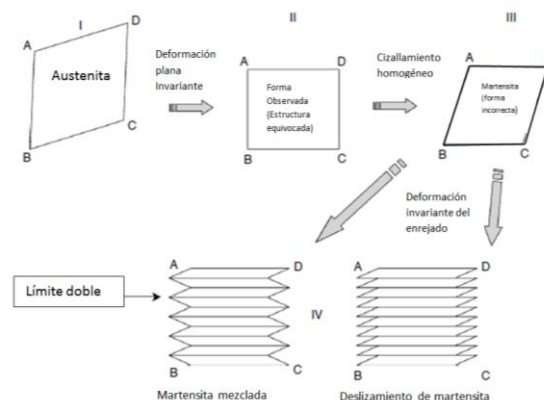
La transformación de martensita se produce por debajo de M_s , es decir, la extensión de la transformación es proporcional al subenfriamiento por debajo de M_s y no depende del tiempo de permanencia por debajo de M_s . [63]

La transformación de austenita a martensita se produce cuando la temperatura se reduce por debajo de M_s hasta que se alcanza la temperatura final M_f , a la que se espera un 100% de martensita. Sin embargo, si la temperatura M_f es inferior a la

temperatura ambiente, algo de austenita puede ser retenida si sólo se enfrió a temperatura ambiente. La transformación martensítica es también sensible a las tensiones externas e internas. Debido a que la transformación martensítica se produce a través de un mecanismo de corte y sin difusión, la morfología de la martensita es en su mayoría de listón, lenticular, o en forma de placa. La evidencia experimental ha demostrado que la formación de martensita (estructura cristalina BCT) de austenita (estructura cristalina FCC) se acompaña de IPS (Deformación plana invariante). Sin embargo, la estructura BCT no se puede obtener cristalográficamente por sólo un IPS. Esta anomalía, se ilustra esquemáticamente en la Figura 6, fue aclarada por Bowles, Mackenzie y Wechsler. Si una estructura de cristal de austenita está representada por una forma limitada por ABCD en (I), en la aplicación de una deformación por cizallamiento (deformación IPS), se obtiene la forma de martensita observada como se muestra en (II). Sin embargo, esto conduce a la estructura cristalina equivocada. Otro cizallamiento homogéneo (III) se puede aplicar, el cual conduce a corregir la estructura cristalina (BCT). Sin embargo, debido a que la forma alcanzada en (III) no coincide con el cambio de la forma observada durante la transformación martensítica, la forma alcanzada después de (III) se debe restablecer a la forma en (II) por deslizamiento y deformaciones reticulares gemelas invariantes. [63]

Lo Figura 7 muestra la Ilustración esquemática de la teoría fenomenológica de la formación de martensita (BCC o estructura BCT) de austenita (estructura FCC), que muestra las etapas intermedias antes de los cambios en la estructura FCC una estructura BCT a través de deformación plana invariante, cizallamiento homogéneo, y la deformación reticular-invariante. El modelo está de acuerdo con la relación de orientación observado experimentalmente, así como con la forma macroscópica de la placa de martensita. [63]

Figura 7: Ilustración esquemática de la teoría de formación de martensita.



Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag 116

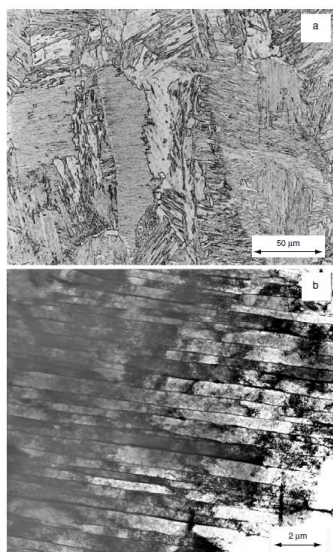
Por lo tanto, en el siguiente paso, una red no homogénea de deformación invariante produce una martensita de tipo maclado que coincide con la forma observada. En resumen el cambio en la estructura cristalina de austenita a martensita se logra a través de dos IPS y un esfuerzo invariante o heterogéneo. Debido a que esta es una teoría fenomenológica, no predice las secuencias de estas deformaciones. Más bien, se define por un método por el cual el cristal de austenita se puede transformar en un cristal de martensita. [63]

Otra característica importante de la transformación en martensita de aceros con contenido de carbono es que la distorsión tetragonal de la estructura BCT ($a = b \neq c$) incrementa con el contenido de carbono.

Un aumento en la tetragonalidad también conduce al endurecimiento de la martensita. La martensita que se forma en aceros de bajo carbono ($<0,5 \text{ wt\% C}$) muestra principalmente dislocaciones. Un ejemplo típico de martensita dislocada formada a partir de $0,05 \text{ wt\% C}$ se muestra en la Figura 8. La martensita se alcanzó incluso con una presencia baja de carbono por las condiciones de enfriamiento rápido obtenidos a través de soldadura por puntos. La microscopía electrónica de transmisión muestra martensita con una alta densidad de dislocaciones.

Lo Figura 8 muestra la microestructura de martensita observada en un acero de bajo carbono obtenido por enfriamiento rápido en una soldadura. (b) transmisión electrónica de barrido de la misma microestructura que presenta placas de martensita en varillas paralelas y largas con una alta densidad de dislocaciones [63]

Figura 8: Microestructura de martensita



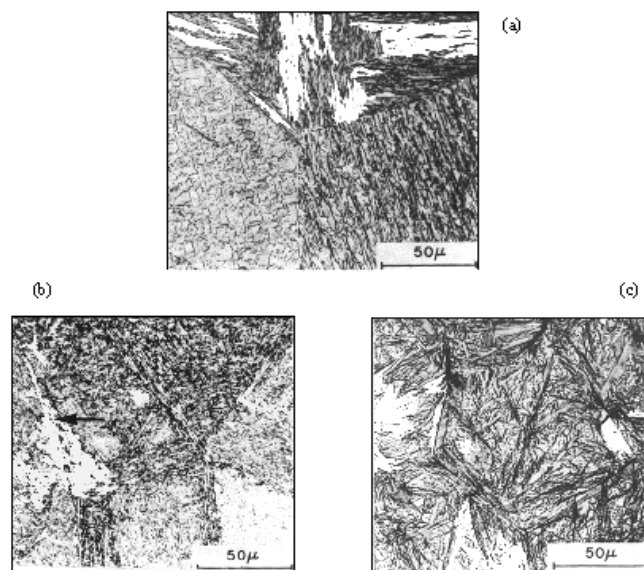
Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag 117

8.4.1. Características Morfológicas de la Martensita

El tipo de martensita depende del contenido de C que contenga el acero, los tipos de martensita se muestran en la figura 9:

- a) $\%C < 0,6$ Martensita en "cintas"
- b) $0,6 < \%C < 1,0$ Mixta
- c) $1,2 < \%C$ Martensita en agujas

Figura 9: Tipos de martensita.



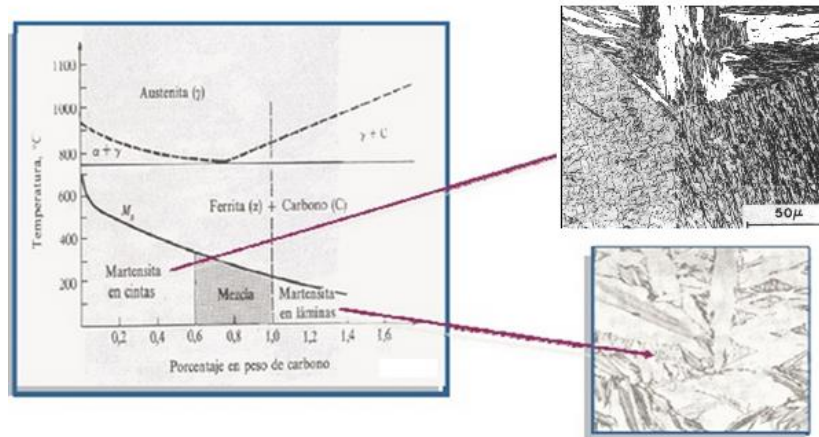
Fuente: <http://www.uam.es/docencia/labvformat/labvformat/practicas/practica4/Martensita.htm>

La temperatura a la cual la martensita empieza a formarse durante el enfriamiento rápido se denomina M_s . Para formar martensita es necesaria una fuerza que provoque la transformación, dicha fuerza es generada por el enfriamiento rápido. En los aceros la temperatura M_s disminuye con el aumento del % de carbono, debido a que el carbono en solución sólida aumenta la resistencia de la austenita, por lo que es cada vez más difícil para la martensita nacer y generarse un espacio dentro de la austenita. [64]

Con el aumento del contenido de carbono la morfología de la martensita varía. En la figura 10 se muestra que hasta 0,6% de carbono la martensita formada mayoritariamente es denominada en inglés como "Lath" y en español es llamada de varias formas: enlistonada, listón, masiva, paquete, celular y laminar. Por encima

del 1% de carbono la martensita que se forma es llamada "plate" o en español: martensita en placa, acicular, maclado o lenticular.

Figura 10: Porcentaje de carbono versus temperatura y tipos de martensita obtenidas.



Fuente: <http://www.scribd.com/doc/31061083/Transformacion-martensitica>

Entre 0,6% y 1% se forman ambas martensitas en proporciones similares. La martensita en listón tiene una subestructura constituida por una altísima cantidad de dislocaciones similar a la estructura de los aceros fuertemente deformados en frío. Por otro lado, la martensita en placa no contiene una gran cantidad de dislocaciones. Esto permite deducir porque hay menos riesgo de agrietamiento en el temple de aceros de % de carbono menores a 0,70% ya que la martensita que se forma gracias a las dislocaciones se deforma más fácilmente, además de ser menos dura debido a la menor cantidad de carbono. [65]

8.4.2. Transformación martensítica.

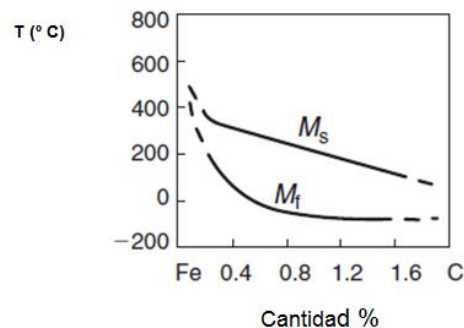
La transformación martensítica tiene lugar en el enfriamiento rápido después de la fase de alta temperatura, un proceso que se conoce como temple. Los rasgos más característicos de la transformación martensítica en los aceros al carbono son los siguientes:

1. La transformación martensítica se realiza en un enfriamiento rápido del acero de una temperatura superior a A_1 en, por ejemplo, agua. En este caso, la precipitación por difusión de la austenita, a una mezcla de dos fases (ferrita y carburo) es suprimida. La concentración de carbono en martensita corresponde a la de la austenita. La principal diferencia entre la

transformación de martensita y la transformación de perlita es que la primero es sin difusión. [66]

2. La transformación de austenita a martensita comienza a partir de la temperatura de inicio de martensita (M_s). Considerando que la temperatura de inicio de perlita disminuye con un aumento en la velocidad de enfriamiento, la temperatura de inicio de martensita depende poco o nada de la velocidad de enfriamiento. La martensita es formada a lo largo de un intervalo de temperatura determinado. Se determina la temperatura particular por el contenido de carbono del acero (Figura 11).
3. La terminación del enfriamiento en el intervalo de temperatura M_s - M_f suspende la formación de martensita. Esta característica distingue la transformación martensítica de la de perlita. En este último caso, la transformación continúa hasta el final a una temperatura constante por debajo del punto A_1 , y el resultado final es una completa desaparición de austenita dado por un tiempo suficiente de mantenimiento isotérmico. Con la transformación martensítica, se deja una cierta cantidad de austenita retenida. [66]

Figura 11: Inicio martensita M_s y M_f final de martensita, temperaturas en comparación al contenido de carbono.



Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag 143

4. A diferencia de la transformación de perlita, la transformación martensítica no tiene período de incubación.
5. Al enfriar por debajo de M_s , la cantidad de martensita aumenta rápidamente debido a la rápida formación de nuevas placas. Las placas formadas inicialmente no crecen con el tiempo. Esta característica también distingue a la transformación martensítica de su homóloga perlita; en el este último caso las nuevas colonias nucleadas y viejas colonias siguen creciendo.

6. La red de martensita es orientada regularmente con relación a la red de austenita, con la transformación de perlita. Estructuras reticulares de las fases que comprenden la mezcla eutectoide exhiben una orientación aleatoria con respecto a la del grano de austenita. ^[66]

La temperatura M_s caracteriza una aleación de una cierta composición que ha sido sometida a un tratamiento previo especial. En un acero dado, la transformación martensítica comienza a la misma temperatura sea cual sea la velocidad de enfriamiento. Esta temperatura depende de la composición de la aleación y disminuye en gran medida a que aumenta el contenido de carbono del acero. En consecuencia, la concentración de austenita incrementa y el punto M_s disminuye.

La formación de martensita se caracteriza por un mecanismo de corte y la reordenación de la red de austenita. El mecanismo martensítico (corte) de transformación de fase se caracteriza por un movimiento interrelacionado ordenado de los átomos a distancias menores que la distancia interatómica y los átomos no intercambian lugares. Un átomo en la fase inicial conserva sus vecinos en la fase martensítica. Esta es la principal característica específica a un reordenamiento de cizallamiento de la red. La coherencia, o una conjugación elástica de rejas en el límite entre la martensita y la fase inicial, se aseguran con un movimiento muy rápido de la frontera hacia la matriz incluso a bajas temperaturas. ^[66]

A medida que el cristal de martensita crece, una deformación elástica se acumula. Al llegar a la tensión de fluencia. Los átomos se vuelven desordenados en el límite entre el cristal de martensita y la matriz de partida. El movimiento de deslizamiento se hace imposible en la frontera. Por lo tanto, el crecimiento del cristal por el mecanismo martensítico se termina, y, posteriormente, el cristal puede crecer únicamente por difusión. Sin embargo, la transformación martensítica tiene lugar a bajas temperaturas, donde la velocidad de difusión es muy pequeña.

8.5 Austenita

8.5.1. Transformación austenítica.

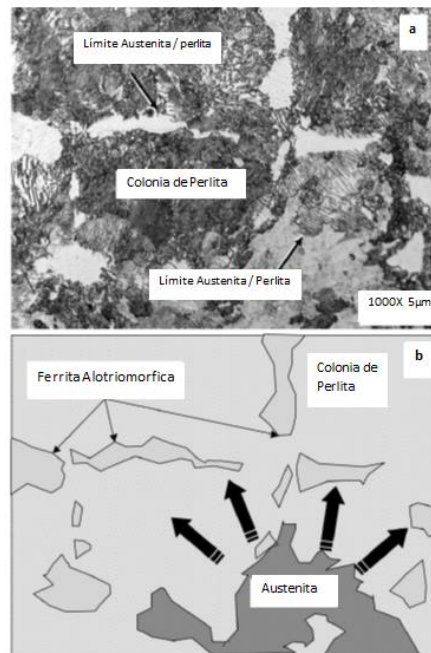
Los primeros trabajos sobre la formación de austenita por Robert y Mehl se centraron en la nucleación de austenita a partir de una mezcla de ferrita-perlita. Varios investigadores ya han demostrado que la complejidad de la formación de austenita a partir de una mezcla de dos fases de ferrita y cementita, han hecho

intentos de modelar la formación de austenita como una función de la composición y microestructura. Al calentar el acero, con una mezcla esferoidizada de ferrita + cementita, la fase de austenita nuclea en el límite de ferrita-cementita. Con el calentamiento adicional, la fase de austenita consume la cementita y luego crece en ferrita a través del crecimiento controlado por difusión. En una microestructura perlítica, la austenita puede nuclear en cementita y crecer en la colonia por disolución tanto de ferrita como de cementita. Una micrografía típica de crecimiento de austenita en una colonia de perlita se muestra en la figura 11a. Una ilustración esquemática del crecimiento se muestra en la Figura 11b. Trabajos recientes han demostrado que es posible modelar el fenómeno anterior con herramientas computacionales. Es posible construir diagramas TTT para el crecimiento de austenita para cualquier acero para evaluar el efecto de la microestructura inicial. Estos diagramas no muestran un comportamiento curva C debido a que tanto la fuerza impulsora para la formación de austenita y la difusividad aumentan con la temperatura. Esto da como resultado la aceleración repetitiva de la formación de austenita cuando la temperatura aumenta. La tasa de formación de austenita también aumenta con la presencia de austenita residual en la microestructura, como se ha demostrado por Yang y Bhadeshia, que estudiaron la cinética de crecimiento de austenita en una microestructura bainítica. La microestructura contenía películas de austenita residual, y no había ningún requisito para la nucleación de austenita y las películas de austenita crecieron con un aumento de la temperatura. Después de la finalización de la formación de austenita, el calentamiento continuado conduce al crecimiento de grano de la austenita. El crecimiento de grano también se ve afectado por la presencia de carbonitruros precipitados finos. Con la presencia de estos precipitados en los límites de grano están definidos y por lo tanto, las características de crecimiento de grano son lentas. ^[67]

La mayor parte de la formación de austenita proveniente de la ferrita, se produce por un mecanismo de transformación reconstructiva controlado por difusión. Sin embargo, a un ritmo rápido, la transformación de ferrita en austenita se puede producir por la interfaz controlada o por transformación de desplazamiento.

Lo figura 12 muestra (a) micrografía óptica de una muestra de acero con microestructura de ferrita + perlita, la micrografía se calienta a una temperatura intercrítica por un corto tiempo, que muestra la formación de austenita en la colonia de perlita. (b) Ilustración esquemática del mecanismo de crecimiento de austenita que disuelve las colonias de perlita y, finalmente, la ferrita alotriomórfica de para alcanzar una fracción de equilibrio en la austenita.

Figura 12: microestructura de ferrita + perlita.



Fuente: Steel heat treatment, metallurgy and technologies, second edition Pag 122

9. MARCO NORMATIVO

- ASTM E8: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials
- ASTM E23-12c: Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials
- INCONTEC 1486: Normas de presentación para trabajos
- ASTM B117 Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus
- NTC 1156: Procedimiento para el ensayo en cámara salina
- ASTM E562: Calculo de fracción de volumen por conteo sistemático manual de puntos.

10. DISEÑO EXPERIMENTAL

Durante el desarrollo del diseño experimental se llevan a cabo una serie de pruebas experimentales con el fin de:

- ♦ Aumentar la precisión del experimento.
- ♦ Determinar el número de datos (corridas).

Determinación del número de réplicas o corridas.

Se seleccionó un diseño experimental de un solo factor, el factor seleccionado es la temperatura, debido a que es la variable de análisis, ya que el tiempo de permanencia de 20 minutos es constante para todas las temperaturas del tratamiento, se utilizaron parámetros Φ como se muestra en la ecuación 1.

$$\Phi^2 = \frac{nD^2}{2a\sigma^2}$$

Ecuación 1.: Parámetro Φ

Fuente: Diseño y análisis de experimentos. Douglas C. Montgomery. Limusa wiley, S.A.2004. Pág. 108

Donde:

n =Número de replicas

a = Número de variables factor (a)

D = Diferencia de las medias

σ = Desviación estándar

El valor de n es escogido según que factor de sensibilidad que se requiera, a es el número de variables para el denominador, en este caso es 5 por las temperaturas a las cuales se realizó el tratamiento térmico, la desviación estándar es: 2,12 para las pruebas dureza.

La hipótesis nula deberá rechazarse con probabilidad, si la diferencia en el promedio D es hasta de 4,24 definida por la ecuación 2:

$$D = 2 \times \sigma$$

Ecuación 2: Diferencia de las medias.

Fuente: Diseño y análisis de experimentos. Douglas C. Montgomery. Limusa wiley, S.A.2004. Pág. 108

Se reemplazan todos los valores de la ecuación 1, utilizando un $\alpha = 0.05$.
Entonces

$$\Phi^2 = \frac{n4,24^2}{2(5)(2.12^2)}$$

$$\Phi^2 = 0,4245n$$

Los grados de libertad V1 y V2 se definen por las ecuaciones 3 y 4:

$$V1 = a - 1$$

Ecuación 3 Grado de libertad V1

Fuente: Diseño y análisis de experimentos. Douglas C. Montgomery. Limusa wiley, S.A.2004. Pág. 108.

$$V2 = a(n - 1)$$

Ecuación 4 Grado de libertad V2 Fuente: Fuente: Diseño y análisis de experimentos. Douglas C. Montgomery. Limusa wiley, S.A.2004. Pág. 108.

En base a estos grados de libertad se seleccionó la curva característica de operación más adecuada. Se definió el valor de n en función de la probabilidad de aceptación deseada ($\geq 80\%$), con $n=4$ $V1=4$ y $V2=15$. Fue utilizada la curva operación característica para el análisis de varianza del modelo con efectos fijos (ANEXO 3) se obtuvo un $\beta = 0,18$, con la cual se logró una probabilidad aproximada del 82%, obteniendo buena confiabilidad.

Por lo cual para el desarrollo del proyecto se utilizó un total de 4 corridas o replicas por temperatura.

11. DISEÑO METODOLOGICO

Fase 1: Revisión bibliográfica

Para la revisión bibliográfica buscamos y seleccionamos para su análisis y descripción, toda la información posible sobre el tema de investigación.

Para realizar la revisión bibliográfica, acudimos a:

- a. Los índices: referencias de revistas científicas
- b. Servicios de resúmenes o abstracts.
- c. Libros y bibliografías o recopilaciones de referencias sobre el tema.

Fase 2: Análisis y selección de material

El material seleccionado fue el acero AISI SAE 1018 debido a su amplia utilización dentro la industria automotriz, por su ductilidad y propiedades mecánicas es utilizado en partes de maquinaria, piñones, tornillos sin fin, pernos de dirección, pernos de cadena etc., útil para procesos de transformación en frío como doblar, estampar, recalcar, etc. La gran cantidad de campos de aplicación del acero AISI SAE 1018 hace necesario su investigación, para lograr de esta forma mejorar su desempeño en las aplicaciones actuales o darle nuevos campos de aplicación.

La selección de este se realizó para determinar cómo varia la estructura de los aceros de doble fase, ya que a partir de ésta es posible obtener conclusiones a cerca sus propiedades mecánicas. Determinando la fracción volumétrica de sus microconstituyentes, para de esta forma identificar el comportamiento dúctil o frágil en el material.

Fase 3: Elaboración de Probetas

Se cortó el material base con el fin de obtener la cantidad necesaria de probetas según las normas ASTM - E8 para el ensayo de tensión y ASTM E23 – 12c para el ensayo de impacto

Teniendo en cuenta las medidas de las probetas según las normas se procedió a realizar 24 probetas para el ensayo de tensión y 24 para el ensayo de impacto de las cuales se tomaron 12 para la prueba de dureza y de estas 6 para el análisis metalográfico.

Fase 4: Temple

En la Tabla 1 se muestra la composición química del acero AISI SAE 1018 comercial, en la tabla 2 se muestra el análisis químico del material adquirido para

el desarrollo del proyecto, el análisis químico por espectrometría de emisión fue desarrollado en la Universidad Nacional, con un número de tres quemas en el material.

Tabla 1 .Composición química del acero AISI SAE 1018 comercial.

C%	S%	P%	Si%	Mn%
0,15-0,20	0,04 (Max)	0,04 (Max)	0.15-0.35	0.60-0.90

Fuente:http://www.suminoxaceros.com/suminox_co/especificaciones/9-%201018.pdf

Tabla 2 .Composición química del acero AISI SAE 1018

Fe %	C%	Mn%	P%	S%	Si%	Cu%	Ni%	Cr%	V%
98,422	0,162	0,56	0,012	0,032	0,303	0,275	0,95	0,072	0,001
W%	Co%	Ti%	Sn%	Al%	Nb%	B%	Pb%	Mg%	Mo%
0,005	0,017	0,01	0,028	0,001	0,002	0,0005	0,005	0	0,013

Fuente: Los autores.

Para las temperaturas comprendidas entre A_1 y A_3 zona conocida como: de austenización parcial, de temperaturas intercríticas o de doble fase. Las temperaturas se calculan con las ecuaciones 5 y 6:

♦ Cálculo de temperaturas Intercríticas:

$$Ac_1 (^{\circ}C) = 723 - 7.08Mn + 37.7Si + 18.1Cr + 44.2Mo + 8.95Ni + 50.1V + 21.7Al + 3.18W + 297S - 830N - 11.5C - 14MnSi - 3.10SiCr - 57.9CMo - 15.5MnMo - 5.28C Ni - 6MnNi + 6.77SiNi - 0.80CrNi - 27.4CV + 30.8MoV - 0.84Cr^2 - 3.46Mo^2 - 0.46Ni^2 - 28V^2 .$$

Ecuación 5. Ecuación cálculo Ac_1 ($^{\circ}C$).

Fuente: cimec.org.ar

$$Ac_3 (^{\circ}C) = 912 - 203\sqrt{C} + 15,2Ni + 44.7\sqrt{Si} + 104V + 31,5Mo + 13.1W + 30Mn + 11Cr - 20Cu + 700P + 400Al + 120As + 400Ti.$$

Ecuación 6. Ecuación cálculo Ac_3 ($^{\circ}C$).

Fuente: cimec.org.ar

Las temperaturas calculadas con las ecuaciones 5 y 6 se muestran en la tabla 3:

Tabla 3. Temperaturas calculadas para el acero AISI SAE 1018.

Ac1	Ac3
739,29°C	831,96°C

Fuente: Los autores.

♦ **Calculo del tiempo de permanencia**

La ecuación 7 es utilizada para el cálculo del tiempo de permanencia:

$$t = 20 + \frac{D}{2}$$

Ecuación 7. Ecuación tiempo de permanencia.

Fuente: Tecnología del tratamiento térmico de los materiales

Dónde: t es el tiempo de permanencia dado en minutos, D= Diámetro crítico en milímetros.

El diámetro crítico (D) se calcula en función de la composición química del acero AISI SAE 1018 (Tabla 2) utilizando la tabla de los ANEXO 2 se obtienen los valores que se utilizaron en la ecuación 8, el resultado que se obtiene esta en pulgadas.

$$D = 0,1355 \times 2,867 \times 1,210 \times 1,345 \times 1,1512 \times 1,09 \times 0,977 = 0,7750 \text{ in} = 19,68 \text{ mm}$$

Ecuación 8. Ecuación diámetro crítico.

Fuente: Tecnología del tratamiento térmico de los materiales

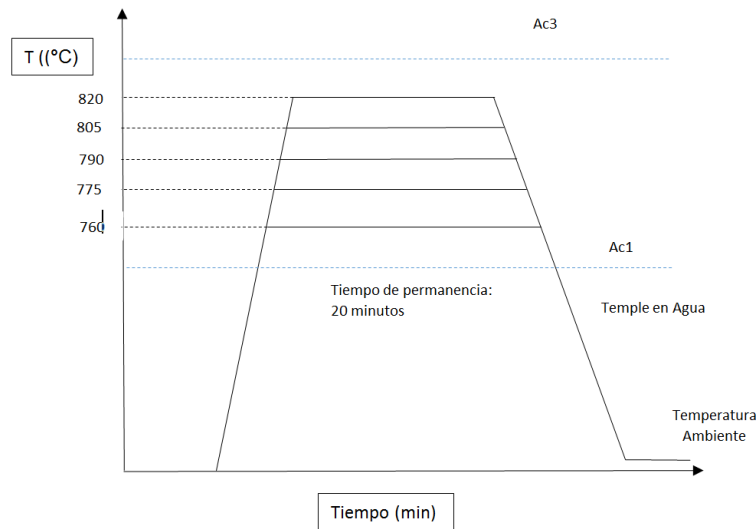
Reemplazando el valor obtenido en la Ecuación 8, en la ecuación 7 el tiempo de permanencia es 29,5 min.

Un tiempo de permanencia de 20 minutos es suficiente para secciones pequeñas, menores a 25 mm de espesor ^[68].

➤ **Procedimiento de tratamiento térmico de temple en agua.**

Inicialmente se calentó el horno (mufla) hasta las temperaturas de 760°C, 775°C, 790°C, 805°C y 820°C respectivamente; se introdujeron las probetas a la mufla, se esperó a que el horno se estabilizara a la temperatura deseada, cuando se estabilizó el horno se cronometrarón 20 minutos de permanencia de las probetas y se sacaron, se introdujeron inmediatamente en agua hasta que estas llegaron a la temperatura ambiente para de esta forma completar el tratamiento térmico de temple como se muestra en la figura 13.

Figura 13: Representación esquemática de la secuencia del tratamiento térmico empleado.



Fuente: Los autores.

Fase 5: Ensayo de Tensión

Las probetas fueron sometidas al ensayo de tensión en la máquina universal de ensayos (Fotografía 1) la cual se encuentra en la Universidad Libre, obteniendo los respectivos datos que se muestran más adelante en este documento.

.

Fotografía 1: Máquina Universal de Ensayos Shimadzu - Universidad Libre



Fuente: Los autores.

Fase 6: Ensayo de Impacto

Las probetas fueron sometidas al ensayo de impacto en la máquina de ensayos del péndulo sharpy, el cual se encuentra ubicado en las instalaciones de la universidad libre (Fotografía 2), esta prueba se realiza a temperatura ambiente en donde se obtienen los datos inmediatamente después de que se le realiza el ensayo a cada probeta.

Fotografía 2: Péndulo de Impacto Sharpy e izod – Universidad Libre



Fuente: Los autores.

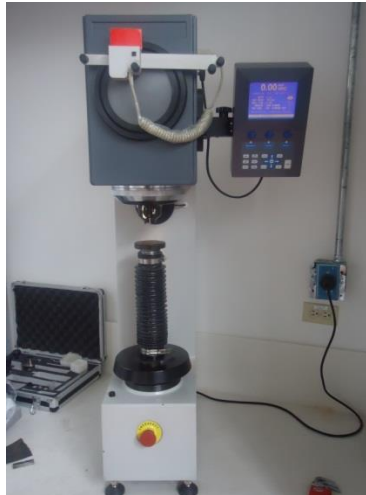
Fase 7: Dureza

Para este ensayo se utilizaron las probetas de impacto el cual se realizó en dos partes:

1. **Pulido:** como las probetas después de realizársele el tratamiento se encontraban con una capa de óxido debido al temple se procedió a retirarles este óxido y dejarles todas las caras completamente lisas para que este óxido no afectara el resultado de la prueba este pulido se realiza con papel de lija N° 100 que es de grano intermedio es decir no muy grueso ni muy fino que es el apropiado para retirar el óxido de la superficie de las probetas.
2. **Prueba:** después del pulido se le realizó la prueba de dureza con el durómetro (Fotografía 3) que se encuentra en la universidad libre, tomándole

la dureza de las probetas en diferentes lados de estas en la escala Rockwell B para las probetas a temperatura ambiente y Rockwell C para las tratadas.

Fotografía 3: Durómetro shimadsu – Universidad Libre



Fuente: Los autores

Fase 8: Metalografía

Esta fase se realiza básicamente en tres pasos utilizando nuevamente las probetas de impacto:

1. **Pulido:** como ya se mencionó anteriormente las probetas están con una capa de óxido y hay que retirarla. Se hace el pulido de las probetas (fotografía 4), pero en esta ocasión se concentró en una sola cara con papel de lija, empezando por lija N° 80 que se considera desbaste grueso para quitarle el óxido y las rayas que tiene el material debido al laminado, siguiendo con lijas cada vez más finas hasta llegar a la lija N° 1200 considerando que en este punto la cantidad de rayas que tiene el material son mínimas.

Fotografía 4: Probeta realizando Pulido en Lija



Fuente: Los autores.

- 2. Desbaste Fino:** en esta fase se busca una superficie plana y libre de ralladuras, la cual se obtiene mediante una pulidora metalográfica (fotografía 5) de disco cubierto con un paño especial (pañó de mesa de billar) en donde se le aplica alúmina de tamaño de grano 0.3 micrones disuelta en agua a medida que gira el disco.

Fotografía 5: Pulidora Metalográfica



Fuente: Los autores.

- 3. Ataque Químico** después de que la probeta quede libre de ralladuras se procede a realizar el ataque con Nital al 3%(Fotografía 6) dejando la probeta sumergida durante tres segundos, después se deja actuar durante otros tres segundos evitando que se queme la probeta, e inmediatamente se lava en agua y se seca con algodón o con un paño suave hasta que esta esté completamente seca.

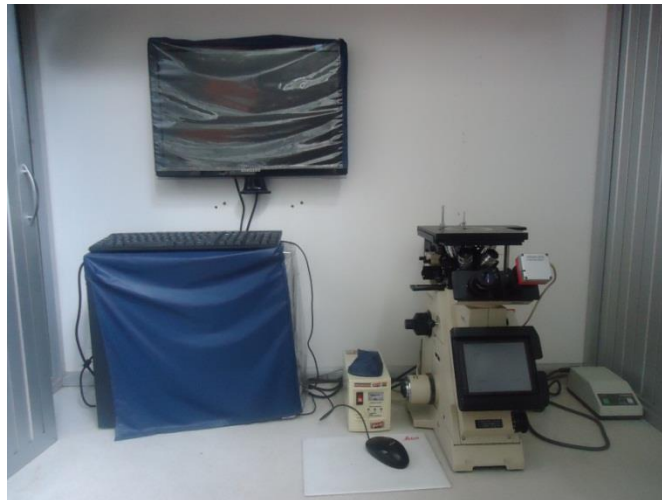
Fotografía 6: Frasco de Nital al 3%



Fuente: Los autores.

4. **Análisis:** por último se procede a tomar las imágenes en el microscopio metalográfico que se encuentra en la universidad libre (fotografía 7), con aumentos de 100X, 200X Y 500X con el fin de conocer cómo se realiza el cambio del tamaño de grano con respecto a la probeta patrón.

Fotografía 7: Microscopio Metalográfico marca Olympus de 1000x - Universidad libre



Fuente: Los autores.

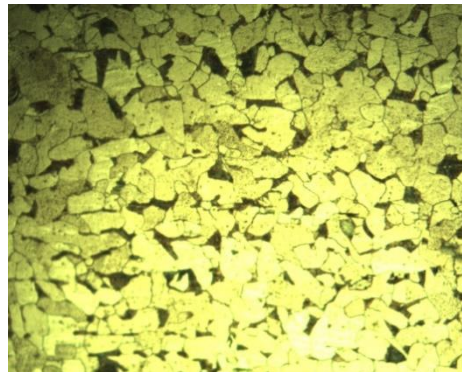
Fase 9: Cálculo de Fracción de Volumen por conteo Sistemático Manual de Puntos (ASTM E562)

Calculo para material en estado de entrega

a) Estimar visualmente el porcentaje de área del componente o característica de interés en la sección metalográfica

- Al observar la fotografía 8 se puede apreciar que porcentaje del constituyente de interés perlita (zonas negras) es aproximadamente del 10 al 20%.

Fotografía 8: Metalografía Estado de entrega a 200x



Fuente: Los autores.

b) Usando la Tabla 4, seleccione el tamaño de la red, PT.

- De acuerdo a la tabla 4 y tabla 5 se seleccionó un tamaño de red de 25 puntos, ya que en el punto A1.1 se estimó de un 10% a 20% el componente o característica de interés en la sección metalográfica.

Tabla 4: Predicción del Número de Campos

TABLA 3 Predicción del número de campos (n) a ser observado como una función de la precisión relativa deseada y de la magnitud estimada de la fracción volumétrica de Constituyente

Cantidad de fracción de volumen, Vv en por ciento	33% Precisión relativa				20% Precisión relativa				10% Precisión relativa			
	Número de n campos para una red de PT				Número de n campos para una red de PT				Número de n campos para una red de PT			
	16 puntos	25 puntos	49 puntos	100 puntos	16 puntos	25 puntos	49 puntos	100 puntos	16 puntos	25 puntos	49 puntos	100 puntos
2	110	75	35	20	310	200	105	50	1250	800	410	200
5	50	30	15	8	125	80	40	20	500	320	165	80
10	25	15	10	4	65	40	20	10	250	160	85	40
20	15	10	5	4	30	20	10	5	125	80	40	20

Fuente: Norma ASTM E562.

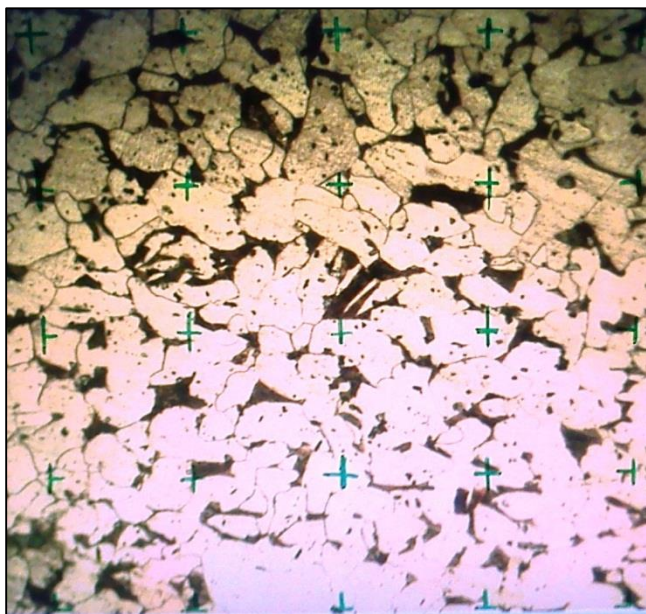
Tabla 5: Directrices para Selección del Tamaño de Red

TABLA 2 Directrices para selección del tamaño de red	
NOTA 1 Una selección del tamaño de la red que le da un número significativo de red que no tienen puntos de la cuadrícula en el constituyente de interés deben ser evitados.	
Estimación Visual De Fracción Area	Tamaño de red (Número de puntos, PT)
2 a 5 %	100
5 a 10%	49
10 a 20 %	25
>20 %	16
Estas directrices representan un grado óptimo de eficiencia por el tiempo gastado en contar y que los datos estadísticos obtenidos por la colocación de la red	

Fuente: Norma ASTM E562.

- c) Superponer la red sobre la pantalla de visualización microscopio y seleccionar magnificación tal que el tamaño de las características de interés son aproximadamente la mitad de la separación entre los puntos de la cuadrícula.

Fotografía 9: Red superpuesta sobre la imagen metalográfica del material en estado de entrega a 200X.



Fuente: Los autores.

La plantilla utilizada de 25 puntos equidistantes. Se sitúa sobre la pantalla del computador y se realiza el conteo de los puntos que caen sobre el componente o característica de interés.

- d) Seleccionar una precisión estadística, (% RA), por ejemplo, 10, 20, o 33%, deseado para la medición. Tenga en cuenta que el % RA se define como sigue:

$$\%RA = \frac{95\% CI}{\bar{P}_p} \times 100$$

Ecuación 9. Ecuación precisión estadística
Disponible en: Norma ASTM E562

- Se selecciona una precisión estadística del 33%.
- e) Usando la Tabla 4, obtener una estimación del número de campos, n, necesarias para obtener el grado deseado de precisión.
- Usando la tabla 5 con la precisión estadística anteriormente seleccionada del 33 %, el número puntos en la malla 25 y el porcentaje estimado visualmente del 10% al 20% se obtiene un número de campos o imágenes de 10.
- f) Determinar el espaciado entre los campos que formarán una matriz sistemática (igualmente espaciados) que cubre la mayoría del área de la muestra sin solapamiento.
- g) Por ejemplo, en un área de 10 mm X 15 mm muestra que 40 campos se indican en la Tabla 4, un arreglo de 5 por 8, con campos en intervalos de 1,5 mm se pueden utilizar.
- h) Determinar el número de vueltas necesarias en los mandos de la etapa de traslación para mover el escenario de una posición en el campo para la siguiente. No observar la imagen mientras se mueve en un nuevo campo para evitar el sesgo en el posicionamiento de la red.

Para los puntos **f, g y h.** debido a que se cuentan con imágenes reflejadas en un pantalla no es necesario determinar el espaciado entre campos debido a que se cuenta con 10 imágenes separadas.^[57]

- i) Cuente y registre el número de puntos de la rejilla, P_i , que caen dentro de las características de interés.

Tabla 6: Tabla de registro de puntos P_i obtenidos en la rejilla

n	P_t	P_i	P_p(i)
1	25	4	16
2	25	4,5	18
3	25	5	20
4	25	4	16
5	25	4	16
6	25	3,5	14
7	25	4	16
8	25	4	16
9	25	3,5	14
10	25	5,5	22

Fuente: Los autores.

Donde:

- **P_t**: número total de puntos de la red de prueba.
- **P_i**: número de puntos de constituyente en la red.
- **P_p(i)**: porcentaje de puntos de la red, en la que el constituyente se observó en el campo.
- **n**: camposos imágenes

- j) Calcular el % medio de puntos por campo, \bar{P}_p y su desviación estándar s .

$$\bar{P}_p = 16,8\%$$

$$s = 2,529822128$$

Dónde:

$$\bar{P}_p = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_p(i) = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{P_i}{P_t}$$

Ecuación 10. Ecuación % medio de puntos por campo
Disponible en: Norma ASTM E562

$$s = \left[\frac{1}{n-1} \sum_{i=1}^n [Pp(i) - \bar{Pp}]^2 \right]^{\frac{1}{2}}$$

Ecuación 11. Ecuación calculo desviación estándar
Disponible en: Norma ASTM E562

k) El porcentaje promedio de puntos es:

$$\bar{Pp} = 16,8\%$$

l) La estimación de la desviación estándar es:

$$s = 2,529822128$$

m) El intervalo de confianza del 95% para \bar{Pp} es:

$$95\%CI = \frac{ts}{\sqrt{n}}$$

Ecuación 12. Ecuación desviación estándar
Disponible en: Norma ASTM E562

$$95\%CI = 1,8096 \%$$

Donde t = es un multiplicador del intervalo de confianza del 95% y se obtiene de la tabla 7.

Tabla 7: Intervalo de confianza de multiplicadores

TABLA 1 95% Intervalo de confianza Multiplicadores			
No campos n	t	No campos n	t
5	2,776	19	2,101
6	2,571	20	2,093
7	2,447	21	2,086
8	2,365	22	2,08
9	2,306	23	2,074
10	2,262	24	2,069
11	2,228	25	2,064
12	2,201	26	2,06
13	2,179	27	2,056
14	2,16	28	2,052
15	2,145	29	2,048
16	2,131	30	2,045
17	2,12	40	2,02
18	2,11	60	2
		∞	1,96

Fuente: Los autores.

n) CALCULO DEL PORCENTAJE O FRACCIÓN DE VOLUMEN

$$Vv = 14,9904\%$$

Dónde:

Vv = fracción de volumen del componente o fase expresado como un porcentaje.

$$Vv = \bar{P}_p \pm 95 CI$$

Ecuación 13. Ecuación fracción de volumen del componente
Disponible en: Norma ASTM E562

El procedimiento para el cálculo del porcentaje o la fracción de volumen es exactamente igual al mostrado anteriormente por lo que a continuación en la tabla 8 se muestran los resultados de dicho procedimiento:

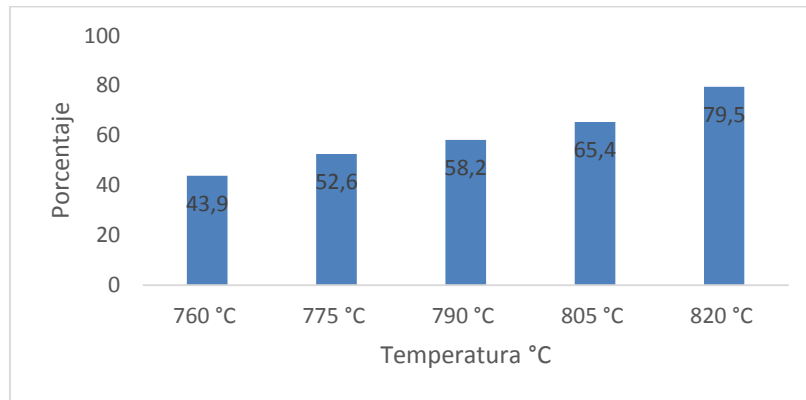
Tabla 8: Porcentajes de Vv en las diferentes temperaturas.

Temperatura °C	Vv
Estado de entrega (Patron)	14,9
760 °C	43,9
775 °C	52,6
790 °C	58,2
805 °C	65,4
820 °C	79,5

Fuente: Los autores.

El porcentaje de Vv en estado de entrega corresponde al porcentaje de perlita, mientras que a 760°C ,775°C, 790°C, 805°C, 820°C corresponde al porcentaje de martensita presente.

Gráfica 1: Porcentaje de Martensita por temperatura.



Fuente: Los autores.

En la Gráfica 1 se muestra el aumento progresivo de martensita a medida que se aumenta la temperatura en la zona intercrítica, teniendo un máximo de martensita del 79.5% a 820°C y un mínimo de 43.9% a 760°C, este cambio en el contenido de martensita afecta las propiedades de tensión, impacto y dureza del acero 1018 como se mostró anteriormente.

Fase 10: Microscopia electrónica de barrido

Para el desarrollo de esta prueba se utilizaron las probetas de impacto las cuales se analizaron con el microscopio de barrido electrónico que se encuentra en el tecno parque de cazuca.

- El objetivo de esta prueba era mostrar el tipo de fractura que se produjo en el material tratado después de realizado el ensayo de impacto y la posible presencia de micro grietas en el material.

Fotografía 10: Microscopio Electrónico de Barrido.



Fuente: Los autores.

Fase 11: Corrosión

Se realizó la prueba de corrosión para las probetas en la cámara salina Dies (Fotografía 11) la cual se encuentra en las instalaciones de la universidad, durante un periodo de 50, 100 y 200 horas, tomando desde el principio el peso original de cada una de las probetas, luego se procede a introducir las probetas en la cámara salina y dejarlas durante el tiempo que se ha nombrado anteriormente, luego de haber cumplido con el ensayo por completo se procede a tomar los datos con el fin de saber vez determinar si disminuyo su peso inicial después de haber realizado la prueba, calculando el porcentaje de pérdida de peso.

Fotografía 11: Cámara Salina Dies



Fuente: Los autores.

12. RESULTADOS

12.1. Resultado de prueba de Tensión.

Tabla 9: Datos Esfuerzo en MPa

Temperatura(°C)	Patrón	760°C	775°C	790°C	805°C	820°C
Esfuerzo(MPa)	626,9	1.115,0	1.207,4	1.242,3	1.163,7	1.368,4
Esfuerzo(MPa)	618,2	1.126,2	1.212,4	1.168,7	1.262,3	1.332,2
Esfuerzo(MPa)	640,8	1.149,9	1.198,6	1.219,9	1.214,9	1.321,0
Esfuerzo(MPa)	644,2	1.051,3	1.186,1	1.200,5	1.288,5	1.427,1

Fuente: Los autores.

En la tabla 9, se muestran los datos completos obtenidos en el ensayo de tensión en MPa, las probetas utilizadas para el desarrollo del ensayo están de acuerdo a la norma ASTM E8.

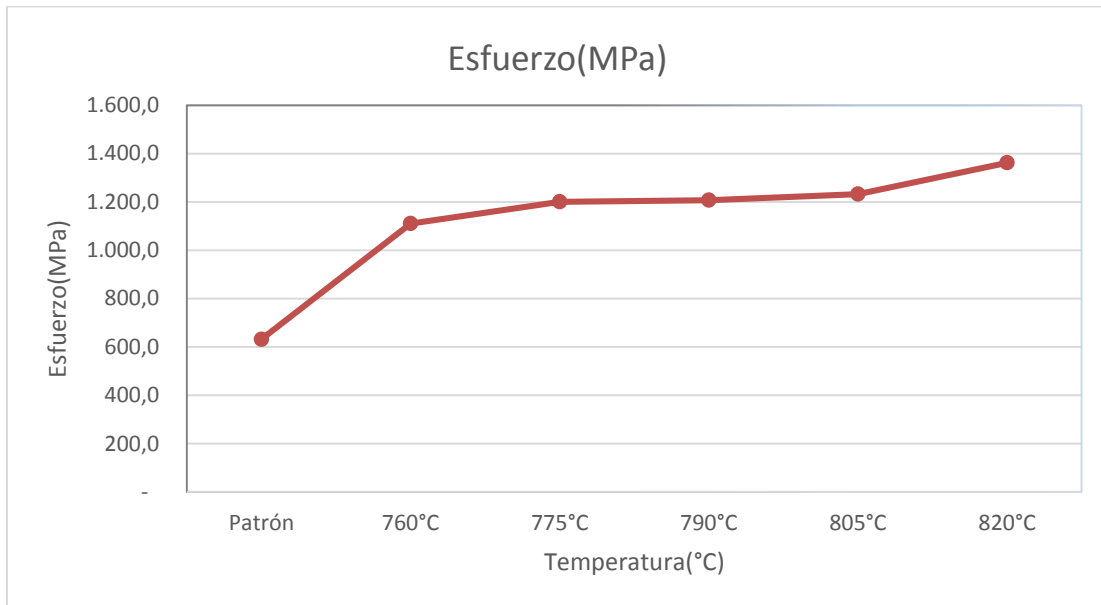
Tabla 10: Datos promedio Esfuerzo en MPa.

Temperatura(°C)	Patrón	760°C	775°C	790°C	805°C	820°C
Esfuerzo(MPa)	632,5	1.110,6	1.201,1	1.207,8	1.232,3	1.362,2
% diferencia		75,6	89,9	91,0	94,8	115,4

Fuente: Los autores.

Para el desarrollo de este ensayo se utilizaron 4 probetas por temperatura, En la tabla 10 se muestran los resultados de esfuerzo promedio en MPa obtenidos y la variación en porcentaje en relación al material en estado de entrega (Patrón).

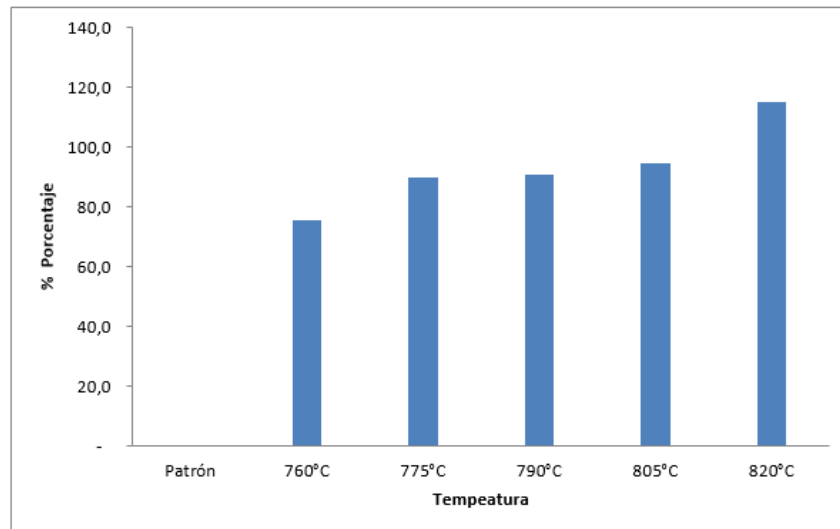
Gráfica 2: Promedio de Esfuerzo (MPa).



Fuente: Los autores.

En la gráfica 2 se muestran los esfuerzos en MPa, se puede observar como en todas las temperaturas a las cuales se realizaron los tratamientos térmicos aumento el esfuerzo último con relación al material en estado de entrega (Patrón), teniendo el máximo valor de esfuerzo ultimo a los 820°C de 1362.2 MPa y el mínimo a de 1110.6 MPa 760 °C

Gráfica 3: % Aumento de Esfuerzo (MPa).



Fuente: Los autores.

En la gráfica 3, se muestra el aumento en el esfuerzo último en MPa con relación al material en estado de entrega, se aprecia un aumento máximo del 115.4% y un mínimo del 75.6% a 820°C y 760°C respectivamente lo cual muestra un aumento significativo en las propiedades del acero AISI-SAE 1018 después de realizar el tratamiento térmico en cualquiera de las temperaturas a las que se realice.

Resultados de % Reducción de área y % Elongación.

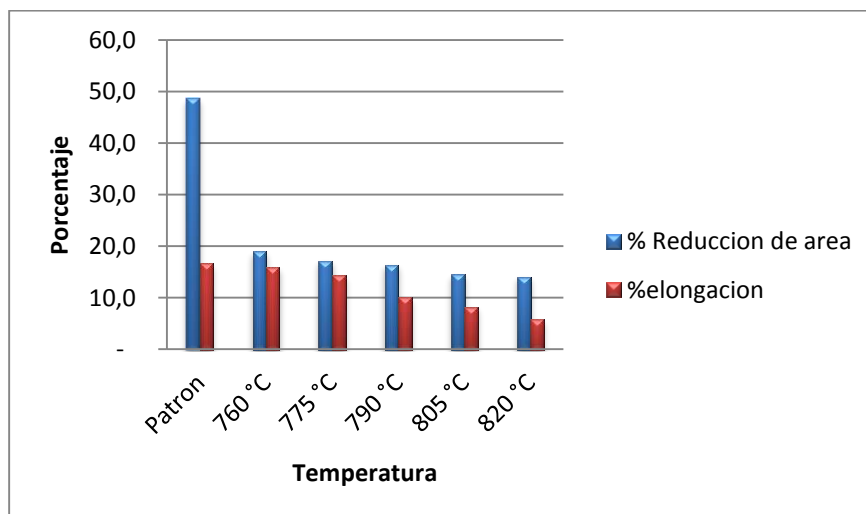
Tabla 11: Promedios de % elongación y % reducción de área.

TEMPERATURA	% Reducción de área	% elongación
Patrón	48,6	16,7
760°C	19,0	15,8
775°C	17,2	14,3
790°C	16,3	10,0
805°C	14,4	8,2
820°C	14,0	5,8

Fuente: Los autores.

En la tabla 11, se muestra los resultados promedio de porcentaje de reducción de área y porcentaje de elongación, se puede observar como a medida que aumenta la temperatura del tratamiento térmico tanto el porcentaje de reducción de área como el porcentaje de elongación tienen una disminución progresiva.

Gráfica 4: % elongación y % reducción de área.



Fuente: Los autores.

En la gráfica 4, se puede observar como a medida que aumenta la temperatura del tratamiento térmico el porcentaje de reducción de área y de elongación disminuyen progresivamente, siendo más notorio el porcentaje de reducción de área en el material en estado de entrega (Patrón) con un 48.6% y a 820 un 14%, teniendo una diferencia de 34.6%, mientras que el porcentaje de elongación el material en estado de entrega tiene un 17.6% y a 820 °C un 5.8% una diferencia del 10.9%.

12.2. Resultados de prueba de impacto.

Tabla 12: Datos de impacto en Joules

	Energía Absorbida (J)					
Temperatura(°C)	Ambiente	760°C	775°C	790°C	805°C	820°C
Energía absorbida (J)	15	25	25	15	15	10
Energía absorbida (J)	17,5	25	20	15,5	17	7,5
Energía absorbida (J)	22,5	35	24	20	15	8
Energía absorbida (J)	17,5	25	23	16,7	12,5	6

Fuente: Los autores.

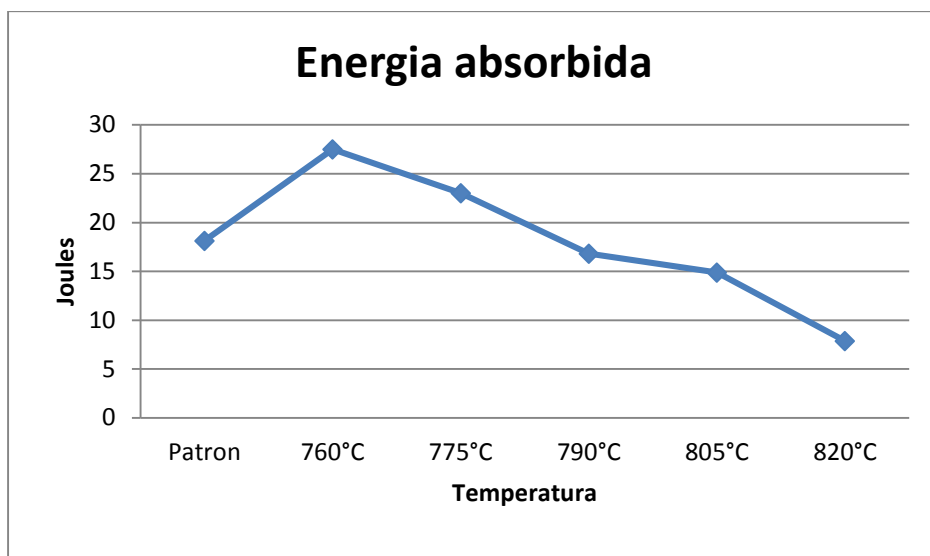
Tabla 13: Datos promedio de impacto en Joules

Temperatura(°C)	Patrón	760°C	775°C	790°C	805°C	820°C
Energía absorbida (J)	18,125	27,5	23	16,8	14,8	7,8
% Energía absorbida		51,7	26,8	-7,2	-17,9	-56,5

Fuente: Los autores.

Para el desarrollo de la prueba de impacto se utilizaron cuatro (4) probetas por temperatura, obteniendo los resultados que se muestran en la tabla 12. Los resultados en promedio se muestran en la tabla 13, además del % de energía absorbida en relación con el material en estado de entrega (Patrón).

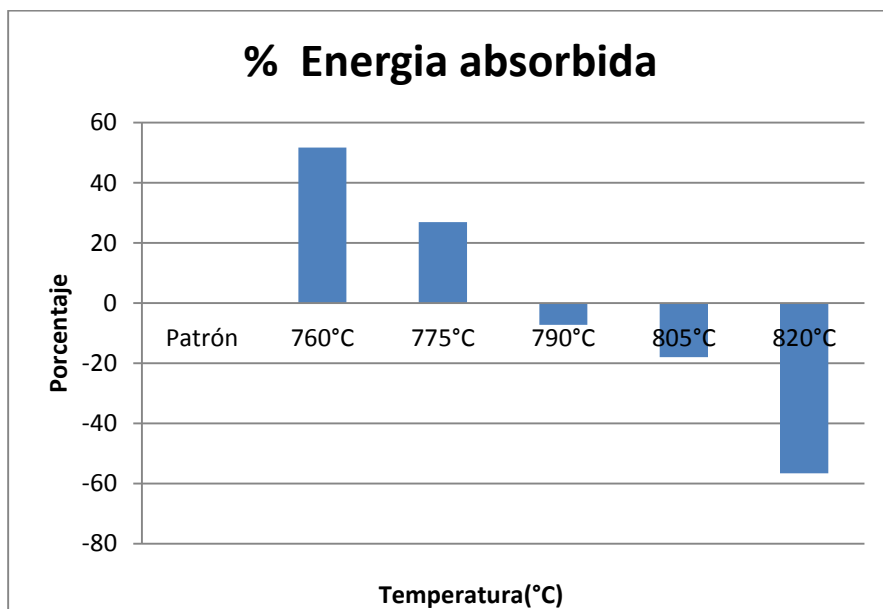
Grafica 5: Promedio de energía Absorbida.



Fuente: Los autores.

En la gráfica 5, se puede observar como a temperaturas de 760°C y 775°C el material tratado térmicamente absorbe 27,5 J y 23 J, y a partir de los 790°C los valores de energía absorbida comienza a disminuir progresivamente hasta llegar a los 7,8 J a los 820°C.

Gráfica 6: Porcentaje de energía absorbida



Fuente: Los autores.

En la gráfica 6, se muestra que al aumentar la temperatura del tratamiento térmico de temple, el acero 1018 absorbe menos energía obteniendo una disminución del 56.5% a 820°C con relación al material en estado de entrega (Patrón), mientras que a 760°C absorbe un 51.7% más, con relación al material en estado de entrega (Patrón).

12.3. Resultado de prueba de dureza.

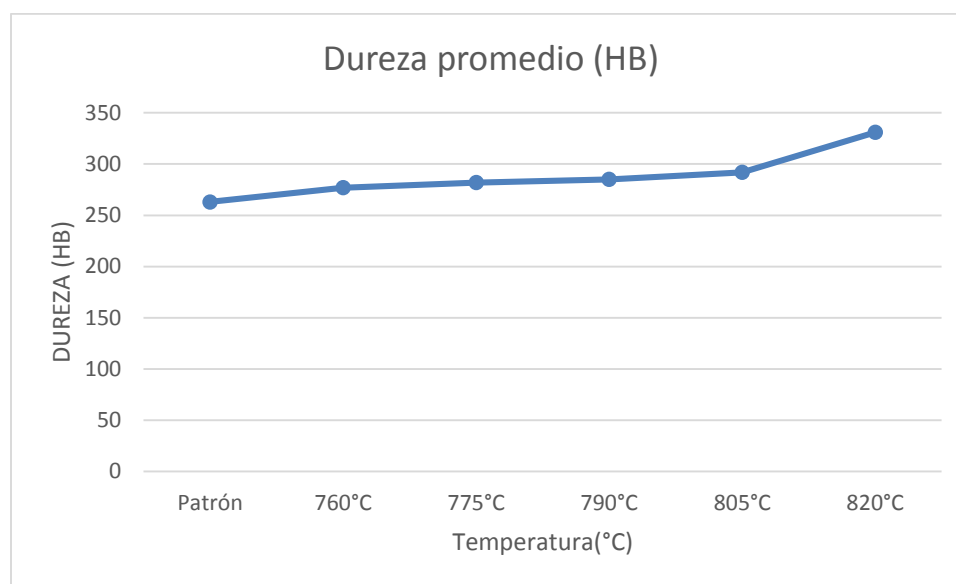
En la Tabla 14, se muestran los resultados de dureza promedio HB, se utilizaron las probetas de tensión e impacto para obtener los resultados y sacar el promedio para cada temperatura obteniendo los siguientes datos:

Tabla 14: Datos promedio de dureza en HB

Temperatura(°C)	Patrón	760°C	775°C	790°C	805°C	820°C
Dureza promedio (HB)	263	277	282	285	292	331
% Aumento dureza		5,3	7,2	8,3	11	25,8
Desviación estándar	1,08	1,52	1,29	1,47	1,51	1,6

Fuente: Los autores.

Gráfica 7: Dureza promedio (HB)

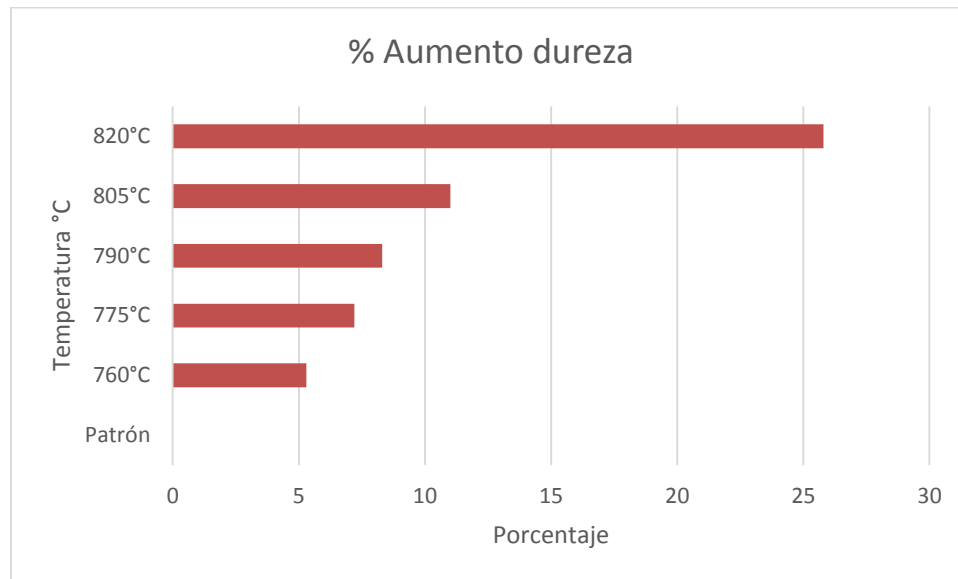


Fuente: Los autores.

En la gráfica 7, se observa como el aumento de la dureza es progresivo a medida que aumenta la temperatura del tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas en el acero 1018, teniendo un valor de 263 HB en estado de entrega

(Patrón) y una dureza de 331HB a 820°C lo cual muestra una mejoría sustancial en esta propiedad del acero 1018.

Gráfica 8: % Aumento de dureza HB



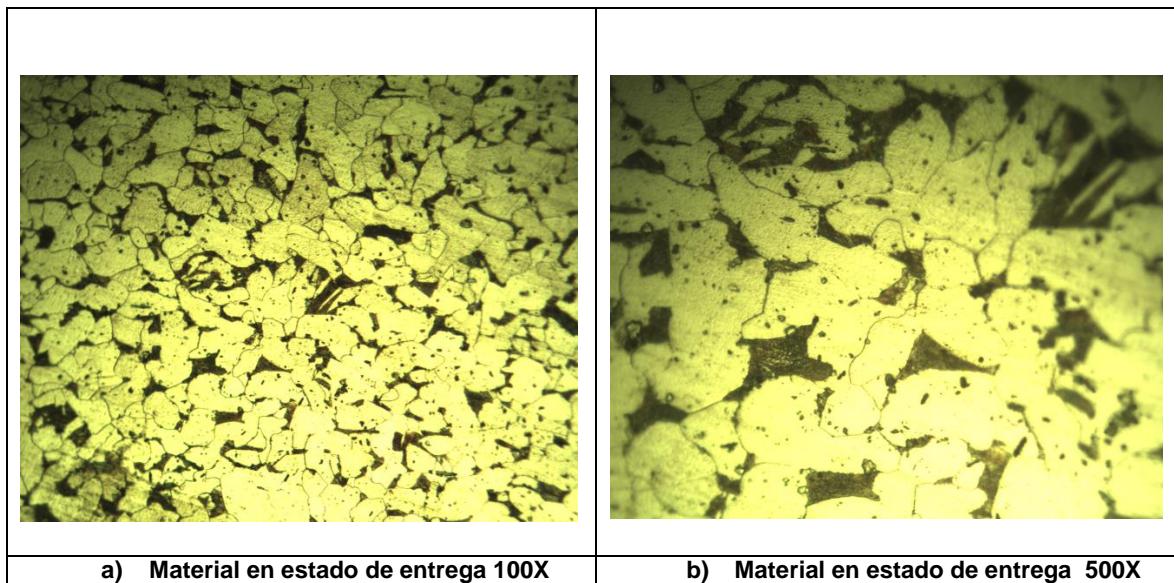
Fuente: Los autores.

En la gráfica 8, se muestra como aumenta la dureza del material a medida que se incrementa la temperatura del tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas en el acero 1018, a 760°C el aumento de dureza es del 5.23% con relación al material en estado de entrega hasta un aumento de dureza es del 25.85% en la temperatura de 820°C, el cual es un aumento significativo en relación con el material en estado de entrega (Patrón).

12.4. Imágenes Metalográficas.

12.4.1. Imágenes Metalográficas estado de entrega.

Fotografía 12: Material en estado de entrega. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos



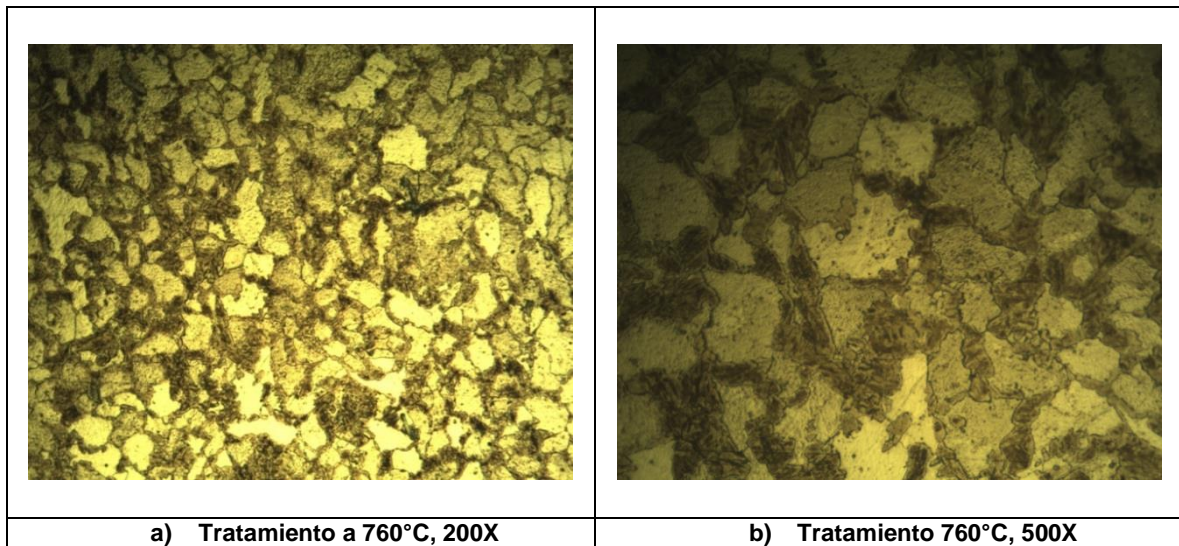
Fuente: Los autores.

La perlita es un constituyente eutectoide formada por capas alternadas de hierro α y carburo de hierro Fe_3C o lo que es lo mismo ferrita y cementita.

En la fotografía 12a y 12b se muestra que el material presenta un 15% de perlita (zonas oscuras) y un 85% de ferrita (zonas claras), estos porcentajes se calcularon mediante la utilización de la norma ASTM E562, debido a esto, absorbe aproximadamente una energía de 18J, una dureza de 263 HB, esto ya que el material se encuentra normalizado y con ello se obtiene una estructura perlítica de grano fino, como se muestra en la fotografía 12b (zonas oscuras en los bordes de grano), lo que hace de este acero un material dúctil, maleable, maquinable y homogeneizado micro estructuralmente con un esfuerzo máximo promedio aproximado de 633 MPa obtenido en el ensayo de tensión desarrollado en la U. Libre.

12.4.2. Imágenes Metalográficas a temperaturas de Tratamiento.

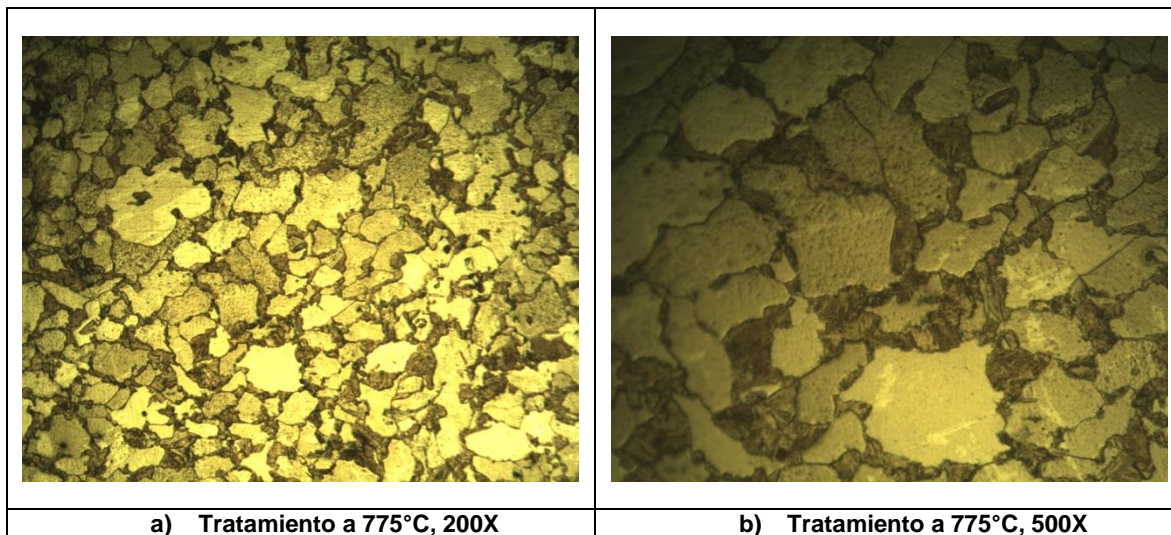
Fotografía 13: Tratamiento a 760 °C. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos



Fuente: Los autores.

La ferrita generalmente aparece mezclada con la martensita o con los demás elementos de transición formando zonas blancas irregulares o de agujas finas como se muestra en la fotografía 13a y 13b. Cuando las temperaturas de calentamiento han sido más bajas que la crítica (Ac_3), en la fotografía 13a se muestra un 44% de martensita transformada (zonas oscuras) en forma de láminas que rodean los granos de ferrita (zonas claras) dando como resultado un aumento en la dureza (277 HB) y el esfuerzo a 1110.6 MPa.

Fotografía 14: Tratamiento a 775 °C. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos

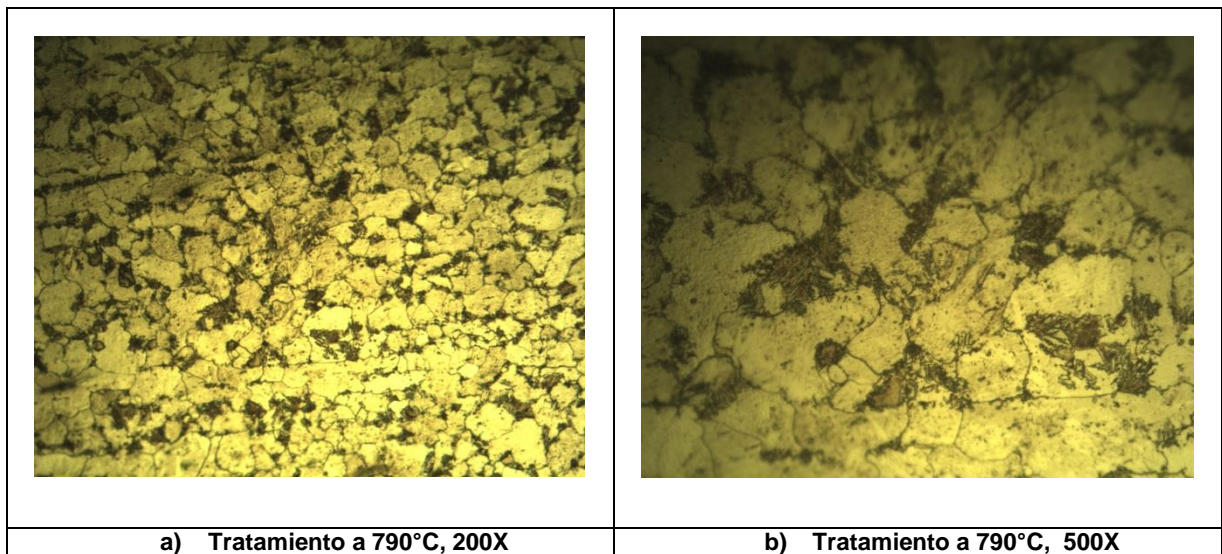


Fuente: Los autores.

El constituyente denominado como ferrita es hierro α cristaliza en el sistema cubico de cuerpo centrado, es el constituyente más blando del acero, es muy dúctil y maleable.

En la fotografía 14a se muestra una estructura con una presencia de ferrita de 47%, la resistencia al impacto tuvo un aumento del 27%, el esfuerzo máximo una mejora aproximada del 90% y la dureza una mejora aproximada del 7 % con relación al material en estado de entrega (patrón), el resultado del enfriamiento rápido en agua del acero AISI-SAE 1018 se aprecia en la Fotografía 14b al obtener granos muy pequeños y muchas juntas de estos.

Fotografía 15: Tratamiento a 790 °C. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos

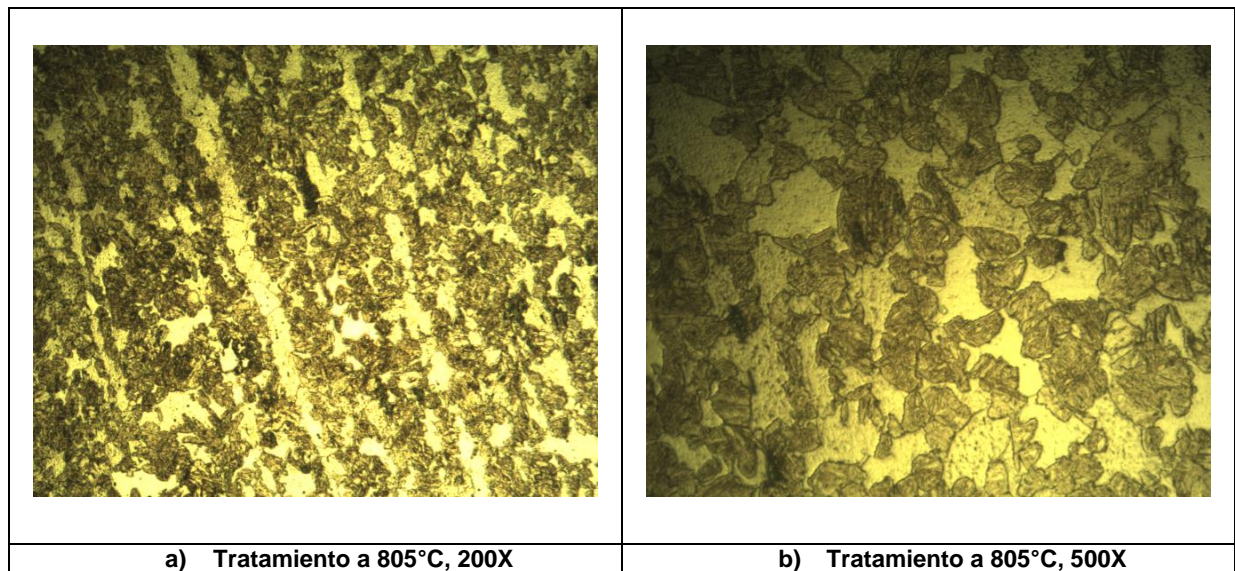


Fuente: Los autores.

En la fotografía 15a y 15b se muestra un 58.2% de martensita transformada y una presencia del 42% de ferrita por lo que el acero 1018 absorbe un 7 % menos de energía que el material en estado de entrega (patrón). El esfuerzo máximo aumento aproximadamente un 92%.

Siendo la martensita el constituyente típico de los aceros templados que está formada por una solución solida sobresaturada de carbono en hierro α , al ser obtenida por enfriamiento rápido desde altas temperaturas aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono.

Fotografía 16: Tratamiento a 805 °C a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos

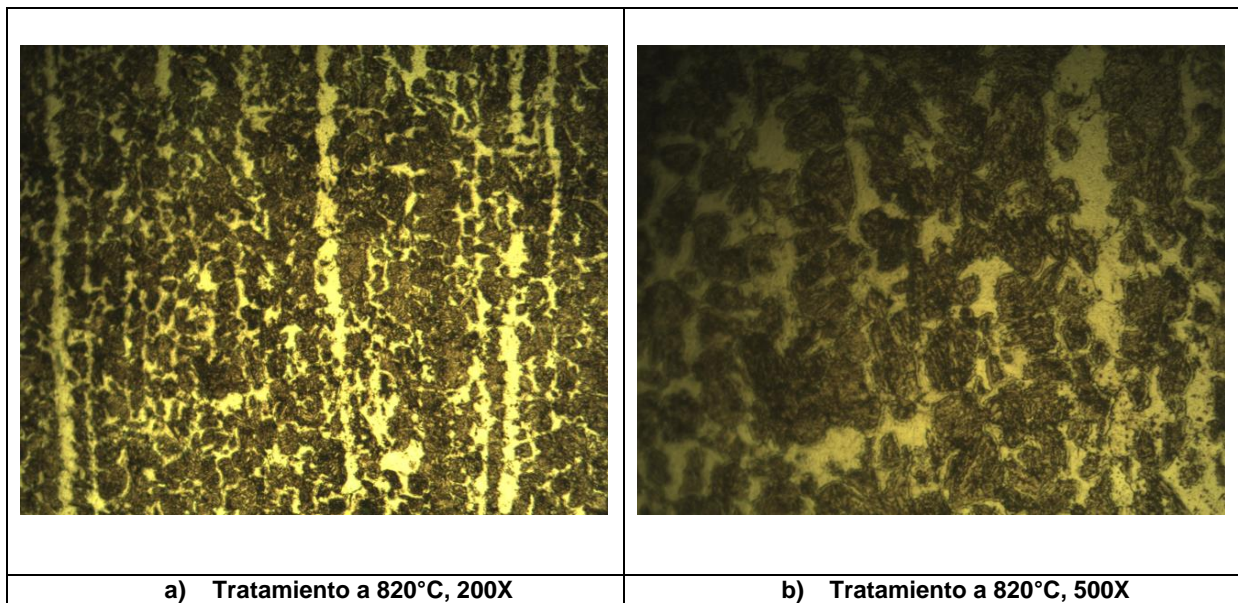


Fuente: Los autores.

La martensita es el constituyente más duro después de los carburos y la cementita, presenta un aspecto acicular como se muestra en la fotografía 16a y 16b.

La presencia de martensita del 65.4% como se muestra en la fotografía 16b modifica las propiedades de mecánicas del acero 1018 con un una disminución del 18% aproximadamente en la energía absorbida, un aumento en la dureza del 11% y un aumento aproximado del esfuerzo ultimo del 95% con relación al material en estado de entrega (patrón). La fotografía 16a muestra una alineación de la martensita y de la ferrita debido a que la imagen fue tomada en una cara perpendicular a la dirección del laminado, por esta razón se muestra este patrón.

Fotografía 17: Tratamiento a 820 °C. a) Atacado con nital al 3%, durante 3 segundos b) atacado con nital al 3% durante 3 segundos



Fuente: Los autores.

En la martensita son los átomos de carbono los causantes de la deformación de la red cúbica del hierro α , que se transforma en tetragonal, en fotografía 17b se muestra un 79,5% de martensita y una presencia del 20,5% de ferrita por lo que el acero AISI SAE 1018 absorbe un 56.5% menos de energía que el material en estado de entrega (patrón). El esfuerzo máximo y la dureza tuvieron un aumento del 115% y del 26% respectivamente. El tipo de martensita que se forma es producto del contenido de carbono presente en el acero, como se muestra en la fotografía 17a y 17b son de tipo laminar por lo que el material no presenta agrietamiento.

De igual manera que en el tratamiento a la temperatura de 805°C, en la fotografía 17a se presenta el patrón de alineación de la martensita y la ferrita. El tipo de martensita que se forma es laminar o en listón debido a que el porcentaje de carbono es inferior al 0.6%. Esto se puede observar en todas las fotografías mostradas con anterioridad.

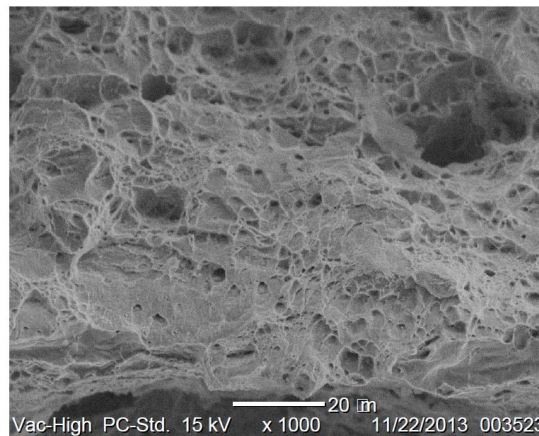
12.5. Resultado de prueba en microscopio electrónico de barrido (Fractografía).

Para el desarrollo de la fractografía se utilizaron las probetas de impacto.

➤ material en estado de entrega (Patrón)

La coalescencia de micro cavidades está compuesta por pequeñas depresiones o cavidades, se inician por cohesión y fluencia del material alrededor de inclusiones como se muestra en la fotografía 18.

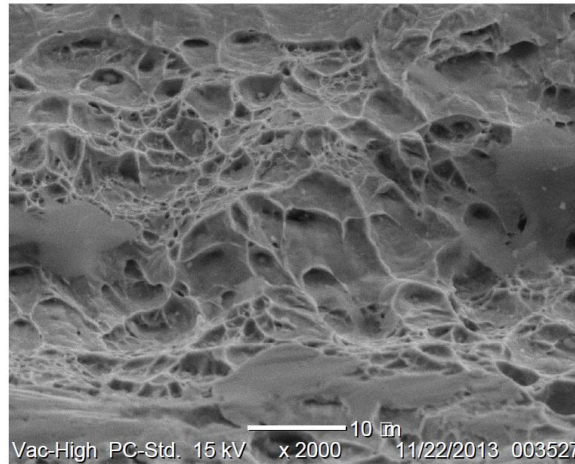
Fotografía 18: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material estado de entrega



Fuente: Los autores.

La coalescencia de micro cavidades o ruptura de huecos, ver fotografías 18,19 y 20. Se caracteriza por depresiones en forma de copa que pueden ser equiaxiales, parabólicas o elípticas como se muestra en la fotografía 19. Este tipo de superficie de fractura denota una fractura dúctil. Los huecos crecen y se generan ligas entre las micro grietas de fractura como en la fotografía 20.

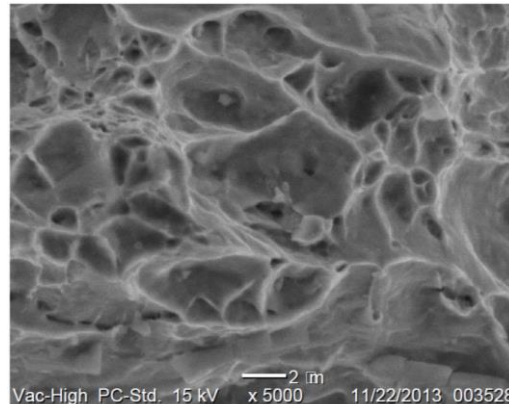
Fotografía 19: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 2000x, material en estado de entrega



Fuente: Los autores.

La coalescencia de los micro-huecos causan la formación de bordes elevados en la superficie los cuales son conocidos como "tear ridges" o lomas de desgarre, a medida que aumenta la deformación, las cavidades de los nódulos crecen, coalescen, y finalmente forman una superficie de fractura continua los cuales se muestran en la fotografía 19.

Fotografía 20: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material estado de entrega.

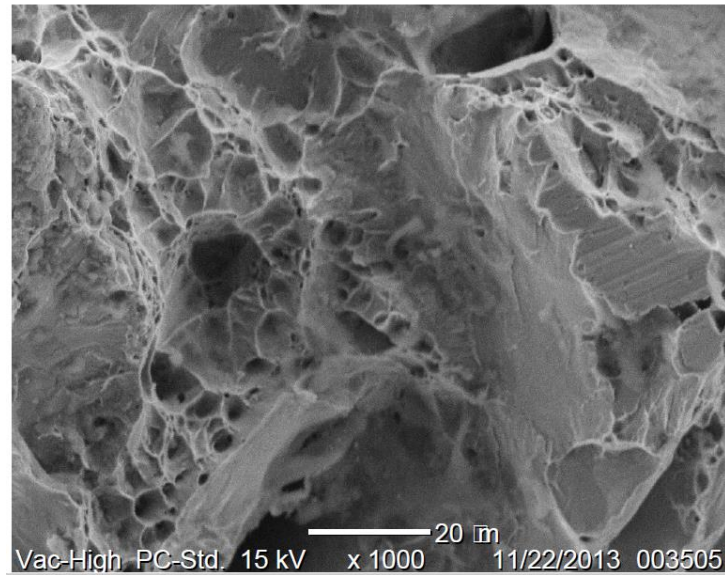


Fuente: Los autores.

Cuanto mayor es el tamaño y la profundidad de las microcavidades observadas, es mayor la energía de fractura consumida. La coalescencia de micro-huecos es el mecanismo de una fractura dúctil transgranular.

➤ **Material tratado térmicamente a 760 °C**

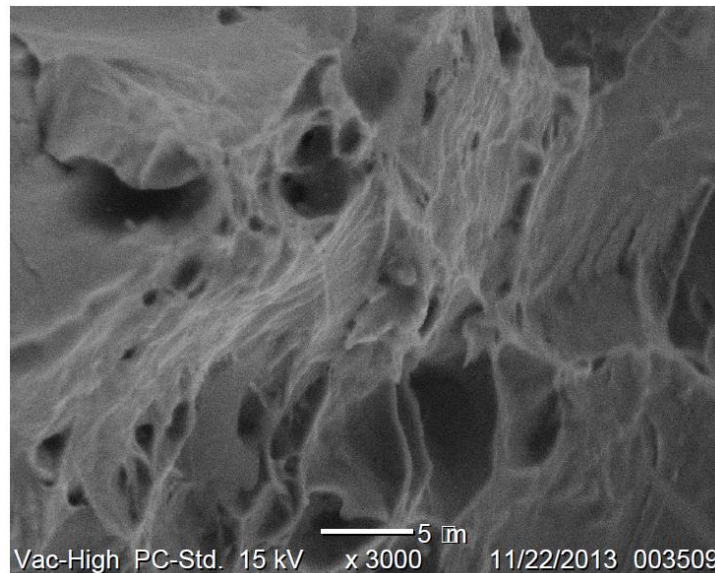
Fotografía 21: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 760 °C.



Fuente: Los autores.

En las fotografías 21, 22 y 23 se observa la presencia de coalescencia de micro cavidades en el acero AISI SAE 1018, como se muestra en la fotografía 21 a 1000x y la fotografía 22 a 3000x donde hay una mayor presencia de micro cavidades que facetas de clivaje.

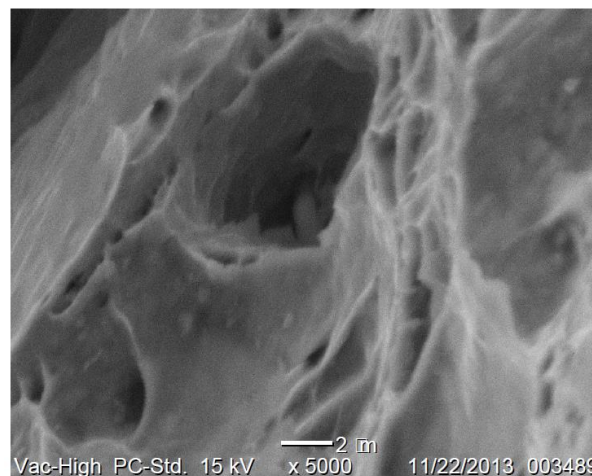
Fotografía 22: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 3000x, material tratado a 760 °C



Fuente: Los autores.

En las fotografías 21 y 22 se muestra como las micro cavidades son de forma elíptica, lo que muestra que la temperatura a la que se realizó el tratamiento térmico de temple le da al material un comportamiento dúctil.

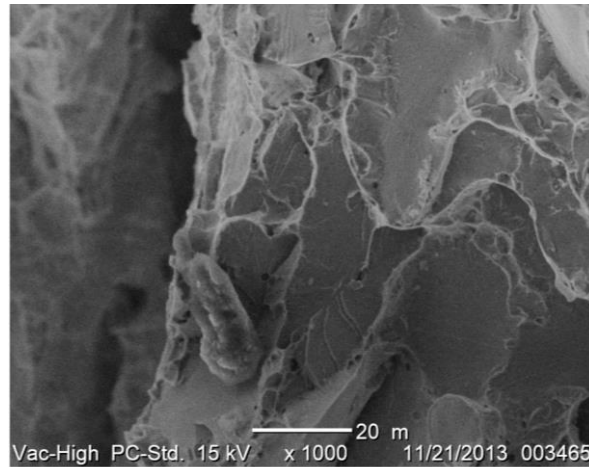
Fotografía 23: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 760 °C.



Fuente: Los autores.

➤ **Material tratado térmicamente a 775 °C**

Fotografía 24: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 775 °C.

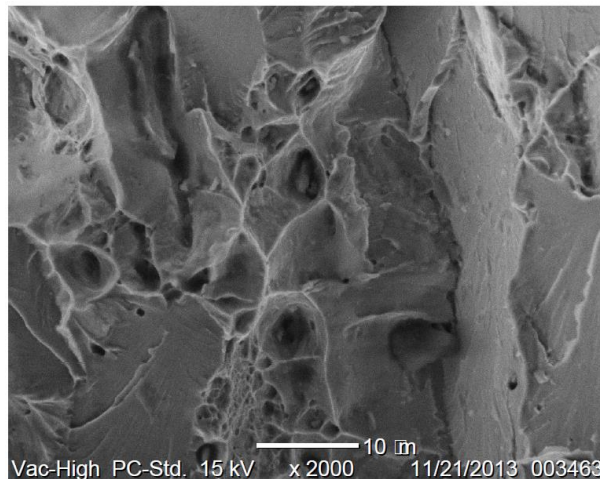


Fuente: Los autores.

Una característica del mecanismo de rotura por cuasi-clivaje es que la fractura se va produciendo por delante del frente de la fisura principal, fotografía 24.

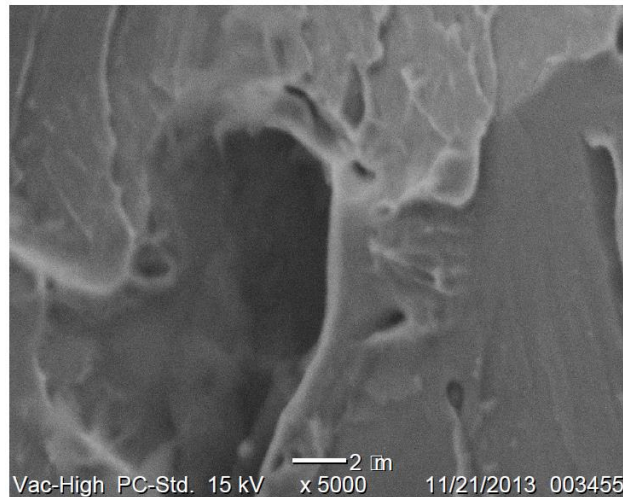
Las facetas producidas se van uniendo luego por desgarramiento y coalescencia de micro cavidades. En una rotura por clivaje no se observan bordes de desgarramiento entre los ríos de clivaje.

Fotografía 25: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 2000x, material tratado a 775 °C.



Fuente: Los autores.

Fotografía 26: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 775 °C.

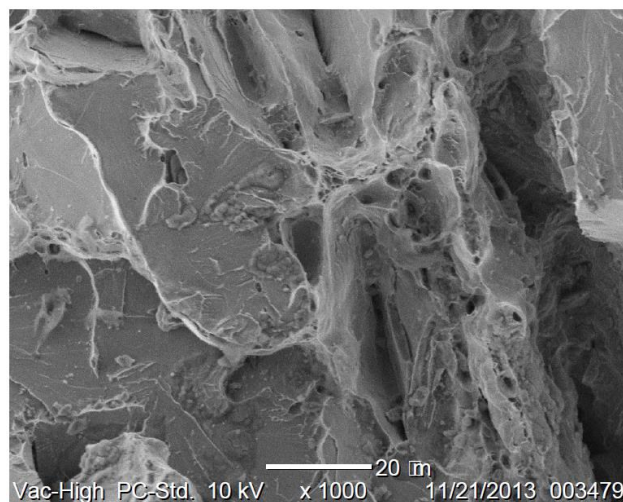


Fuente: Los autores.

Como se puede observar en las fotografías 25 y 26, la superficie de fractura presenta una mayor proporción de pequeñas regiones de facetas propias de fractura por clivaje, que las regiones con dimples. Este tipo de superficie puede ser caracterizada como de cuasi-clivaje, donde se combinan características de fractura dúctil y frágil.

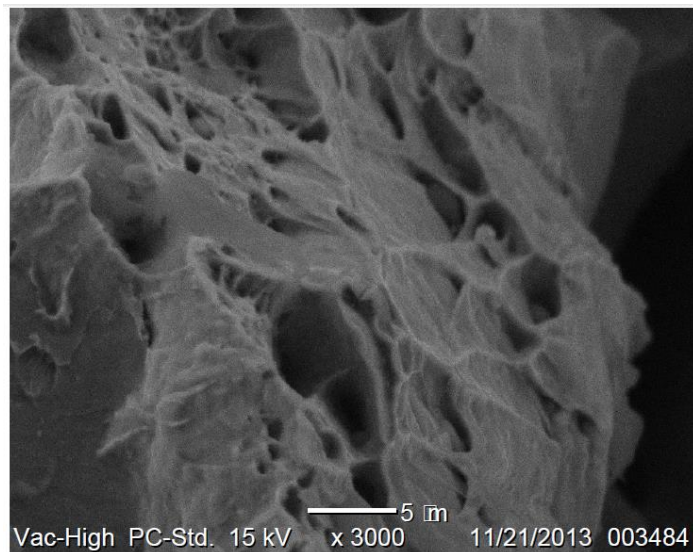
➤ **Material tratado térmicamente a 790 °C**

Fotografía 27: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 790 °C.



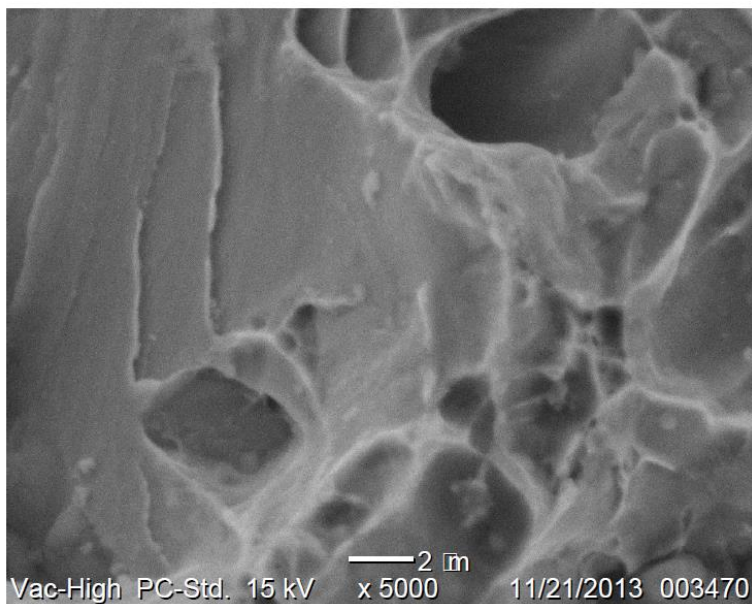
Fuente: Los autores.

Fotografía 28: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 3000x, material tratado a 790 °C.



Fuente: Los autores.

Fotografía 29: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 790 °C.



Fuente: Los autores.

Las fotografías 27, 28 y 29 muestran una microestructura de cuasi-clivaje se pueden observar regiones de clivaje también se pueden ver zonas con dimples. Las facetas

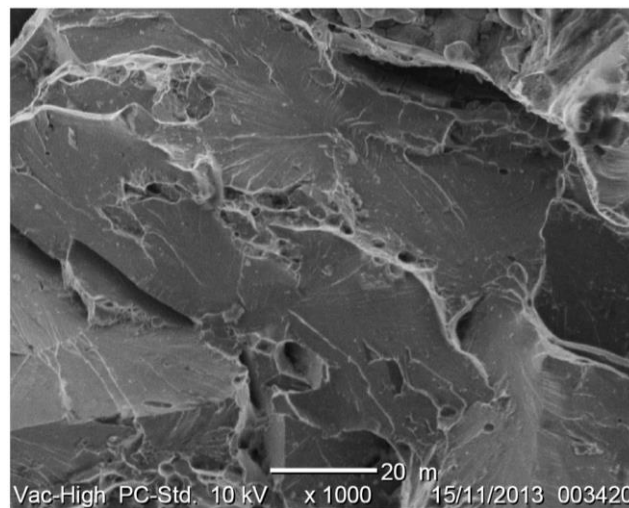
de cuasi clivaje están limitadas por bordes de desgarramiento y cavidades no muy profundas.

El cuasi-clivaje se produce por la existencia de condiciones que impiden la deformación plástica, por ejemplo la presencia de estados triaxiales de tensión, como en la raíz de una entalla.

La fotografía 28 muestra que las regiones con dimples o micro cavidades van disminuyendo con relación a las fotografías obtenidas a 775 °C.

➤ **Material tratado térmicamente a 805 °C.**

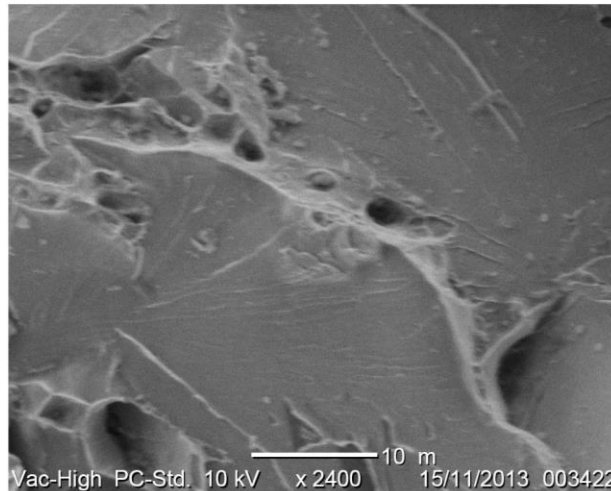
Fotografía 30: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 805 °C.



Fuente: Los autores.

La fractura por cuasi-clivaje, ver fotografías 30, 31 y 32. En esta forma de fractura las caras no son verdaderos planos de clivaje, exhiben huecos y colinas rasgadas alrededor de las caras, planos que no están muy bien definidos como se muestra en la fotografía 30.

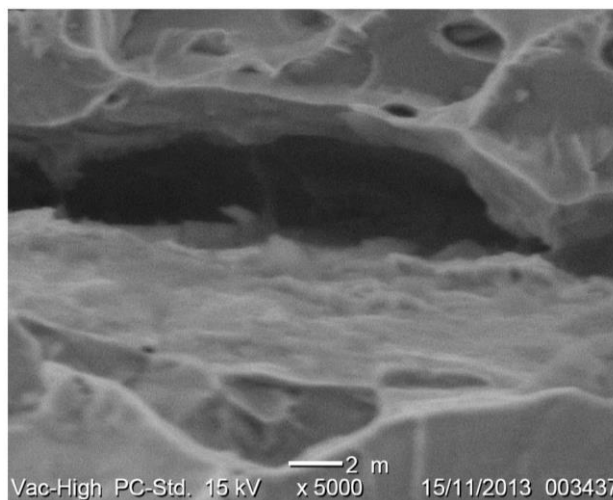
Fotografía 31: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 2400x, material tratado a 805 °C



Fuente: Los autores.

El cuasi-clivaje está compuesto principalmente por: clivaje con alguna coalescencia de micro cavidades fotografía 31. La superficie de fractura frágil muestra facetas, pero no tan definidas como en los casos de clivaje.

Fotografía 32: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 805 °C.



Fuente: Los autores.

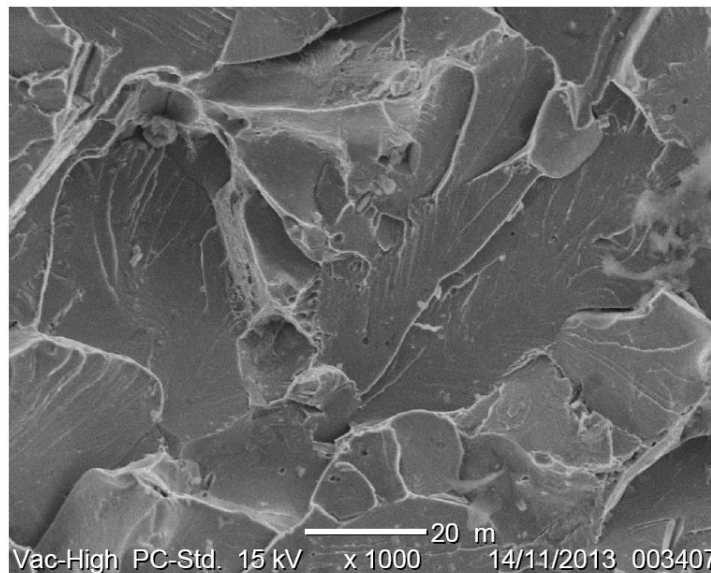
A medida que la fisura avanza las facetas de clivaje se mezclan con áreas de rotura por dimples (huecos) y los escalones de clivaje se vuelven crestas como se muestra en la fotografía 32.

➤ **Material tratado térmicamente a 820 °C.**

En las fotografías 33, 34 y 35 se muestran las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido donde se muestra la fractura por clivaje a 1000x, 2000x y 5000x.

El clivaje es el mecanismo responsable de la mayoría de las roturas rápidas. Se produce por la separación de planos cristalográficos bien definidos.

Fotografía 33: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 1000x, material tratado a 820°C.

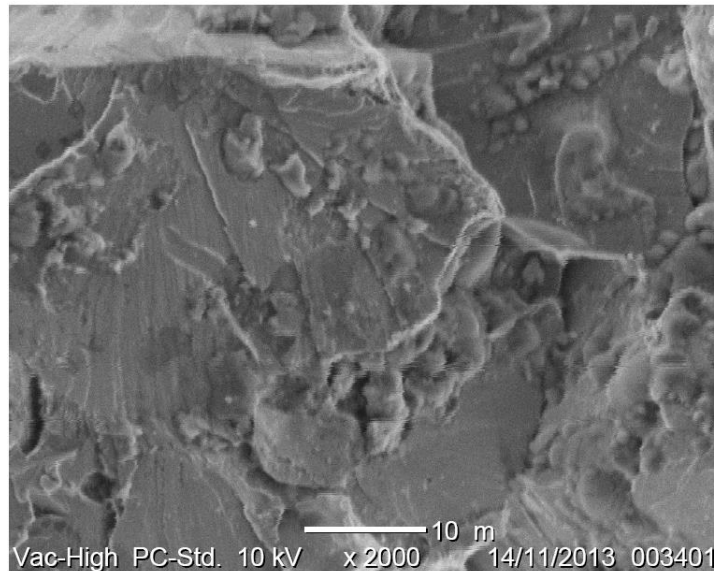


Fuente: Los autores.

Las fracturas originadas por clivaje están constituidas por facetas planas como se puede apreciar claramente en la fotografía 33. La alta reflectividad óptica de estas facetas es la que caracteriza macroscópicamente una fractura frágil. Pero la presencia de clivaje no indica necesariamente una alta fragilidad del material.

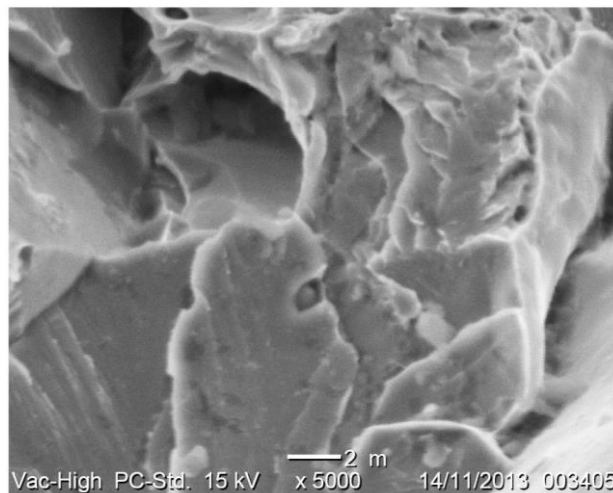
Las condiciones necesarias para una rotura por clivaje dependen del material particular en este caso acero AISI SAE 1018 y del tipo de carga en este caso una carga dinámica aplicada rápidamente por el ensayo de impacto.

Fotografía 34: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 2000x, material tratado a 820°C.



Fuente: Los autores.

Fotografía 35: Fractografía electrónica de acero AISI SAE 1018 5000x, material tratado a 820°C.



Fuente: Los autores.

Desde el punto de vista cristalográfico, y dado que la separación se produce según planos cristalográficos, debería esperarse una superficie con facetas totalmente planas como resultado de una fractura por clivaje como en la fotografía 33. Pero las distintas imperfecciones cristalinas, precipitados y bordes de grano, influyen sobre la propagación de una fisura por clivaje y alteran la regularidad de las facetas. Resulta así una superficie característica como se muestra en la fotografía 35. La

imagen se asemeja a la de los ríos de una cuenca, y por ello se denominan “ríos de clivaje” (river patterns).^[53]

La dirección de estos patrones de río representa la dirección de propagación de grietas. Las caras de clivaje a través de los granos tienen una alta reflectividad, lo cual da a la superficie de fractura una apariencia brillante como se muestra en las fotografías 33 34 y 35.^[53]

12.6 Resultado de Corrosión.

La prueba de corrosión se realizó en base a la norma ASTM B117 y NTC 1156. Las probetas se sometieron a un tiempo de 50, 100 y 200 horas en la cámara salina. Para la realización de este ensayo las probetas se colocaron en agua destilada con conductividad de 5.01 $\mu\text{S}/\text{cm}$ y un pH de 6,24 cloruro de sodio R.A., con una solución salina condensada de volumen promedio 26.5 ml, pH mínimo de 6.64 máximo de 6.91, gravedad específica min. 1.021, máx. 1.042 y una temperatura de cabina min. 34.8 °C máx. 35.2 °C.

Tabla 15: Descripción de las muestras utilizadas.

AMBIENTE		760 °C	
Serie	Descripción	Serie	Descripción
A1	1.1	B1	2.1
A2	1.2	B2	2.2
A3	1.3	B3	2.3
A4	1.4	B4	2.4
A5	1.5	B5	2.5
A6	1.6	B6	2.6
775 °C		790 °C	
C1	3.1	D1	4.1
C2	3.2	D2	4.2
C3	3.3	D3	4.3
C4	3.4	D4	4.4
C5	3.5	D5	4.5
C6	3.6	D6	4.6
805 °C		820 °C	
E1	5.1	F1	6.1
E2	5.2	F2	6.2
E3	5.3	F3	6.3
E4	5.4	F4	6.4
E5	5.5	F5	6.5
E6	5.6	F6	6.6

Fuente: Los autores.

La tabla 15 detalla cómo se marcaron y clasificaron las probetas de acuerdo al tratamiento térmico realizado en estas y la cantidad de probetas a utilizar por tiempo de permanencia.

Fotografía 36: Probetas antes de ingresar a la cámara salina.



Fuente: Los autores.

En la fotografía 36 se observan las probetas ordenadas por tiempo de permanencia antes de ingresar a la cámara salina para la realización del ensayo.

Tabla 16: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a temperatura ambiente.

Muestra	Tiempo (h)	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Perdida %
A1	50	21,056	21,046	0,047
A2	50	19,703	19,684	0,096
A3	100	21,505	21,436	0,321
A4	100	19,815	19,742	0,368
A5	200	19,606	19,41	0,999
A6	200	20,47	20,287	0,891

Fuente: Los autores.

Tabla 17: Resultados Promedio Serie A (Ambiente).

Tiempo	Serie A
50	0,0719
100	0,345
200	0,945

Fuente: Los autores.

Grafica 9: Promedio Serie A.



Fuente: Los autores.

En la Tabla 16 se aprecian los resultados obtenidos para las probetas a temperatura ambiente en los tiempos de tratamiento y en la tabla 17 y en la gráfica 9 se puede observar cómo va aumentando la cantidad de pérdida de material en las probetas patrón, que van desde 0.071 % para 50 horas hasta 0.94 % para 200 horas.

Tabla 18: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 760 °C.

Muestra	Tiempo (h)	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Perdida %
B1	50	21,624	21,590	0,157
B2	50	19,676	19,636	0,203
B3	100	19,420	19,342	0,402
B4	100	21,361	21,317	0,206
B5	200	18,983	19,410	0,922
B6	200	21,606	21,199	0,496

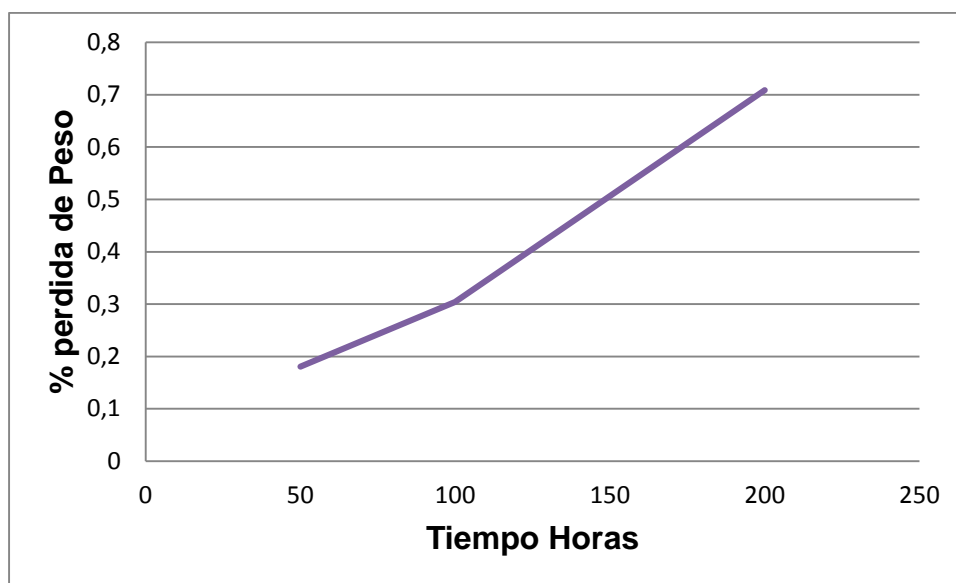
Fuente: Los autores.

Tabla 19: Resultados Promedio Serie B (760°C).

Tiempo	Serie B
50	0,180
100	0,304
200	0,709

Fuente: Los autores.

Grafica 10: Promedio Serie B.



Fuente: Los autores.

En la Tabla 18 muestra los resultados obtenidos para esta temperatura a los diferentes tiempos. Los porcentajes de pérdida de peso varían entre 0.18% para 50 horas y 0.70% para 200 horas como se muestra en la Tabla 19, además de que está perdida promedio de peso no aumento linealmente como se observa en la gráfica 10 con respecto a las probetas patrón.

Tabla 20: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 775 °C.

Muestra	Tiempo (h)	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Perdida %
C1	50	19,873	19,847	0,131
C2	50	21,171	21,150	0,099
C3	100	21,665	21,539	0,582
C4	100	19,465	19,381	0,432
C5	200	21,269	21,009	1,222
C6	200	19,645	19,425	1,120

Fuente: Los autores.

Tabla 21: Resultados Promedio Serie C (775°C).

Tiempo	Serie C
50	0,115
100	0,506
200	1,171

Fuente: Los autores.

Grafica 11: Promedio Serie C.



Fuente: Los autores.

En la Tabla 20 se observan los resultados obtenidos para 775 °C, en este grupo la pérdida de peso es mayor que las patrón y a diferencia del anterior grupo la variación de pérdida de peso es mayor como se observa en la tabla 21, esta variación varía

entre 0.11 % para 50 horas y 1.17 % para 200 horas, además der ser de una forma más lineal como se muestra en la gráfica 11.

Tabla 22: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 790 °C.

Muestra	Tiempo (h)	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Perdida %
D1	50	21,515	21,475	0,186
D2	50	19,526	19,498	0,143
D3	100	19,532	19,432	0,512
D4	100	21,793	21,680	0,519
D5	200	21,053	20,831	1,055
D6	200	19,387	19,175	1,094

Fuente: Los autores.

Tabla 23: Resultados Promedio Serie D (790°C).

Tiempo	Serie D
50	0,165
100	0,515
200	1,075

Fuente: Los autores.

Grafica 12: Promedio Serie D



Fuente: Los autores.

La Tabla 22 describe los resultados obtenidos para la temperatura de 790 °C, para este grupo de probetas inician con un porcentaje de pérdida mayor con respecto al anterior de 0.164 % a 50 horas pero terminan con menor pérdida de peso con 1.074 % a 200 horas como se observa en la tabla 23, en lo que respecta a la linealidad de los datos en la gráfica 12 se observa que es similar a la anterior.

Tabla 24: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 805 °C.

Muestra	Tiempo (h)	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Perdida %
E1	50	18,823	18,786	0,197
E2	50	19,526	19,505	0,108
E3	100	21,129	21,042	0,412
E4	100	19,248	19,213	0,182
E5	200	20,613	20,429	0,890
E6	200	21,891	21,702	0,865

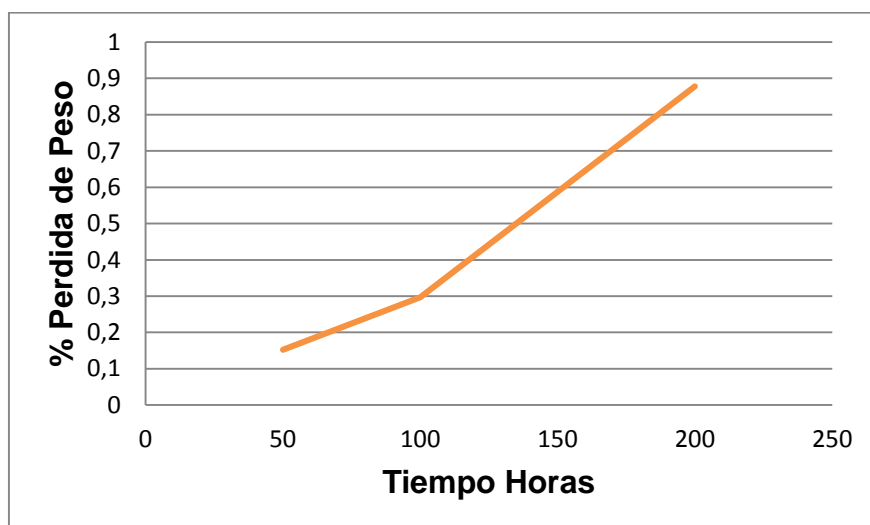
Fuente: Los autores.

Tabla 25: Resultados Promedio Serie E (805°C).

Tiempo	Serie E
50	0,152
100	0,297
200	0,877

Fuente: Los autores.

Gráfica 13: Promedio Serie E.



Fuente: Los autores.

La Tabla 24 muestra los resultado para la temperatura de 805 °C, para esta temperatura la pérdida inicial de peso es similar a la anterior temperatura para 50 horas 0.15%, pero para 100 y 200 horas la pérdida de peso es menor 0.29% y 0.87% respectivamente como se muestra en la tabla 25 y la gráfica es más similar a la de gráfica 10 como se puede observar en la gráfica 13.

Tabla 26: Resultados de ensayo de corrosión para probetas a 820 °C.

Muestra	Tiempo (h)	Peso Inicial (g)	Peso Final (g)	Perdida %
F1	50	21,489	21,464	0,116
F2	50	20,911	20,872	0,187
F3	100	20,628	20,537	0,441
F4	100	20,769	20,695	0,356
F5	200	20,478	20,280	0,969
F6	200	20,658	20,466	0,928

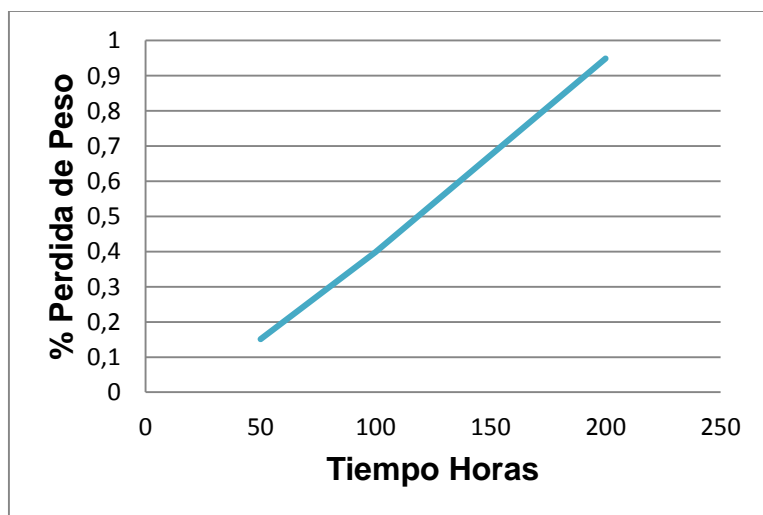
Fuente: Los autores.

Tabla 27: Resultados Promedio Serie F (820°C).

Tiempo	Serie F
50	0,151
100	0,399
200	0,949

Fuente: Los autores.

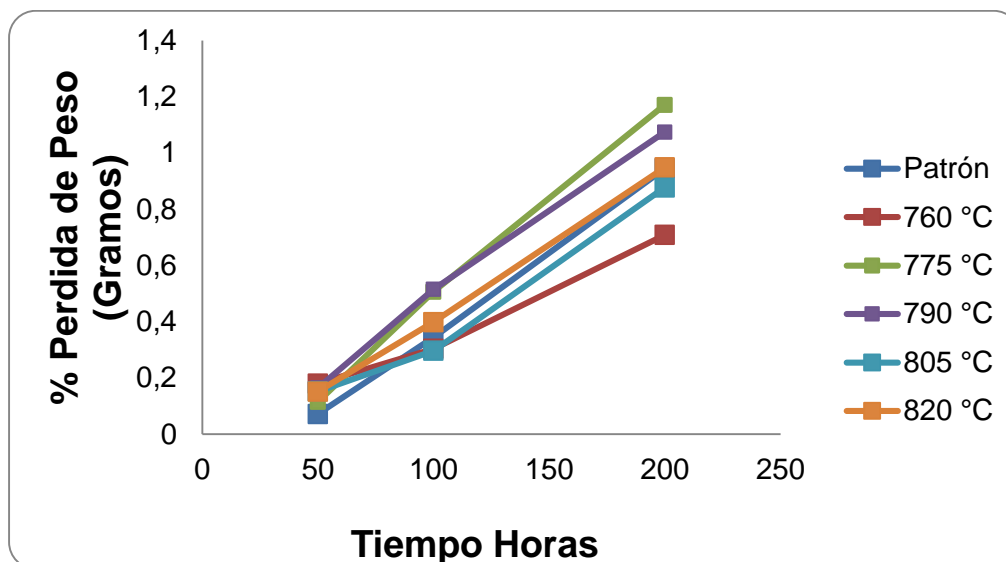
Grafica 14: Promedio Serie F.



Fuente: Los autores.

La Tabla 26 muestra los resultados obtenidos para la temperatura de 820 °C, por último en esta serie de probetas el porcentaje de pérdida de peso es muy similar a la temperatura de 805°C iniciando con una pérdida de 0.15% para 50 horas y terminando con 0.94% para 200 horas. Se podría decir que la gráfica 14 es la que tiene una forma más parecida a la de la gráfica patrón (9).

Gráfica 15: Resultados de Prueba de Corrosión



Fuente: Los autores.

Tabla 28: Resultados %Promedio Prueba de Corrosión.

Tiempo	Ambiente	760 °C	775 °C	790 °C	805 °C	820 °C
50	0,072	0,180	0,115	0,165	0,152	0,151
100	0,345	0,304	0,507	0,515	0,297	0,399
200	0,945	0,709	1,171	1,075	0,878	0,949

Fuente: Los autores.

La tabla 28 muestra los resultados finales obtenidos en la prueba de corrosión para 50, 100 y 200 horas, estos datos se pueden apreciar en la gráfica 15 en donde se observó que a 775 °C fue la temperatura en la que hubo mayor pérdida de peso con un valor de 1.171% a 200 horas y la menor pérdida de peso a 760 °C con un valor de 0.709%.

En: “Obtención y caracterización de recubrimientos Zn-Al-Cu por inmersión en caliente sobre aceros de bajo carbono” (J. Cervantes, México, 2013) Se llevó a cabo

un estudio de corrosión en cámara salina bajo la norma ASTM B-117 al acero AISI SAE 1018, durante un tiempo de exposición de 10 días, comparando los resultados contra diferentes recubrimientos para este mismo tipo de acero. Los resultados de la prueba de corrosión muestran una pérdida de peso aprox. de 0,10 gramos en el acero AISI SAE 1018 en estado de entrega (sin recubrimiento) ^[69].

Los resultados obtenidos en la cámara salina de la Universidad Libre y los del artículo mencionando muestran que la pérdida de peso es similar con valores que no superan 1 gramo para similares tiempos de exposición y mismas condiciones para el desarrollo del ensayo.

13. ANÁLISIS DE RESULTADOS.

En este proyecto se buscó identificar como son afectadas las propiedades mecánicas de tensión, impacto y dureza, la resistencia a la corrosión y el análisis con SEM en el acero AISI-SAE 1018 después de realizar el tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas.

Los resultados en la prueba de impacto mostraron un aumento en la energía absorbida en el material, cuando el tratamiento se realizó a 760°C y 775°C con un aumento aproximado del 52% y 27% con respecto al material base (patrón), mientras que a 790°C, 805°C y 820°C, el material absorbió un 7%, 18% y 56% respectivamente menos que el material base (Patrón). Analizando los datos en las tablas 12 y 13, se pudo observar que el porcentaje de energía absorbida disminuyó en relación al incremento de temperaturas en la zona intercrítica (A_{c1} - A_{c3}) en el tratamiento térmico de temple.

En la gráfica 7 se observó que hay un aumento progresivo de la dureza a medida que se incrementaron las temperaturas en la zona intercrítica en el tratamiento térmico de temple. Los resultados de la prueba de dureza mostraron un aumento del 5,3% a 760°C hasta un 25,8% a 820°C, comparado con el material base (patrón), en donde se reflejó un aumento de esta propiedad en el acero AISI-SAE 1018 después de realizado el tratamiento de temple a temperaturas intercríticas. Este aumento de dureza está correlacionado con el incremento en la fracción volumétrica de martensita, debido a que a mayor temperatura de tratamiento térmico mayor es la presencia de martensita. Este aumento de dureza está correlacionado con el incremento en la fracción volumétrica de martensita, debido a que a mayor temperatura de tratamiento térmico mayor es la presencia de martensita.

De acuerdo a los resultados del ensayo de tensión al haber realizado el tratamiento térmico de temple en la zona intercrítica, hubo un aumento considerable en el esfuerzo último con respecto al material base (Patrón) a las temperaturas en las que se realizó el tratamiento térmico, como se muestra en la gráfica 2 al haber un aumento aproximado del 76 % a 760°C y de 115% a 820°C. En la gráfica 4 se observó cómo disminuyó significativamente el porcentaje de reducción de área de las probetas tratadas térmicamente, con un porcentaje de 48.6% en la probeta patrón, de 19% a 760°C y de 14% a 820°C. De igual manera el porcentaje de elongación disminuyó gradualmente a medida que se aumentó la temperatura del tratamiento térmico de temple en la zona intercrítica, con un porcentaje de

elongación de 15.8% a 760°C y 5.8% a 820°C, mientras que el material en estado de entrega tuvo un 18.7% de elongación.

Estos resultados al igual que los de las pruebas de dureza e impacto demuestran que el material tratado térmicamente presenta un comportamiento totalmente dúctil en la temperatura más baja 760°C pasando por un estado de transición a medida que la temperatura aumenta hasta presentar un comportamiento frágil en la última temperatura 820°C, mostrando un aumento significativo de la martensita en el material tratado térmicamente.

Al realizar el ensayo de corrosión, se observa que el tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas no afectó dicha propiedad, mostrando que las probetas no variaban relevantemente en su peso por más de que se aumentara la temperatura del tratamiento y el tiempo de exposición en la cámara salina.

Los resultados del ensayo de corrosión muestran que el mayor porcentaje de pérdida de peso, se presentó a 775 °C en el tiempo de 200 horas que tiene un valor de 1.22% como se observa en la tabla 20, en comparación con el material en estado de entrega al mismo tiempo de exposición en la cámara salina que fue de 0.99% como se observa en la tabla 16. Esta prueba muestra que la influencia del tratamiento térmico de temple a temperaturas intercríticas en el acero AISI SAE 1018 no es significativo debido a que los porcentajes de pérdida de peso no sobrepasan el 1.3%. Los resultados obtenidos en la cámara salina, pueden ser comparados con estudios previos como “Obtención y caracterización de recubrimientos Zn-Al-Cu por inmersión en caliente sobre aceros de bajo carbono” (J. Cervantes, México, 2013) lo cual muestra que el procedimiento desarrollado y el equipo empleado cumple con los requerimientos necesarios para el desarrollo de este tipo de ensayo.

Analizando la micrografía de un acero AISI SAE 1018 templado en agua desde una temperatura de 820°C, se observó que a ésta temperatura es posible ver las islas de martensita, las cuales se ven en zonas oscuras, rodeadas por la fase ferrítica. Esto nos indica que las propiedades mecánicas de éste tipo de aceros se pueden modificar al variar la temperatura de calentamiento, es decir, cuando se requiere más ductilidad se temple desde una temperatura más cercana a la fase ferrítica (Ac_1), pero cuando se requiere más dureza se temple desde una temperatura cercana a la fase austenítica (Ac_3).

El análisis del material con el microscopio de barrido electrónico (SEM) mostró los cambios sufridos en el material desde su estado de entrega, hasta la temperatura máxima a la cual se realizó el tratamiento térmico de 820 °C, el material en estado de entrega muestra una coalescencia de microcavidades lo cual se observa en las fotografías 18,19 y 20 en donde se aprecian las características típicas, a 760 °C también se observan microcavidades pero en mayor proporción. A 775 °C y 790 °C se presenta el cuasi clivaje, el cual está compuesto por facetas planas y micro cavidades a, finalmente a 805 °C y 820 °C se produce la formación de clivaje, característico por facetas planas similares a cuentas de ríos. Esta transición de coalescencia de microcavidades a clivaje indica un cambio en las propiedades del material de dúctil a frágil.

14. CONCLUSIONES.

- ✦ El esfuerzo promedio en MPa obtenido en las probetas tratadas térmicamente es mayor que el esfuerzo promedio del material en estado de entrega (Patrón). Esto se presenta debido que al formarse más martensita como se muestra en la gráfica 2, este se vuelve más duro y aumenta su resistencia mecánica.
- ✦ La energía promedio absorbida por las probetas tratadas térmicamente a 760 °C y 775 °C como se muestra en la gráfica 5 es superior a la energía promedio absorbida por el material en estado de entrega (patrón), mientras que en el resto de temperaturas las probetas absorbieron menos energía promedio que el material en estado de entrega debido al tipo de fractura que se produjo de coalescencia de microcavidades a 760 °C , de cuasi clivaje a 790 °C y de clivaje a 790 °C mostrando un comportamiento de dúctil a frágil.
- ✦ La dureza promedio en HB de las probetas tratadas térmicamente fue superior a la dureza promedio del material en estado de entrega (Patrón) como se muestra en la gráfica 7. Esto debido a que el porcentaje de martensita fue en aumento a medida que la temperatura del tratamiento térmico sea hacia mayor.
- ✦ En el estudio metalográfico se observó que las probetas tratadas térmicamente muestran una estructura martensita-ferrita (fotografías 13 a17), a medida que aumenta la temperatura del tratamiento aumenta la presencia de martensita como las probetas con tratamiento térmico a 820 °C que presentan el mayor porcentaje de martensita (79.5%), mientras que las probetas patrón presentan una estructura perlita-ferrita (fotografía 12).
- ✦ Los resultados del ensayo de resistencia la corrosión, en las probetas tratadas térmicamente no mostraron un cambio significativo en el porcentaje de pérdida de peso con relación al material en estado de entrega (Patrón) como se muestra en la Grafica 15.
- ✦ Los resultados de la prueba de corrosión desarrollados en la Universidad libre son confiables ya que al comparar los datos obtenidos por porcentaje de pérdida de peso, en las mismas condiciones y con el mismo material (AISI-SAE 1018) con investigaciones anteriores se obtienen resultados similares

- ✦ Con la utilización de la norma ASTM-E562 se mostró que la fracción volumétrica de martensita aumenta con el incremento de la temperatura del tratamiento. Como se muestra en la Tabla 8.
- ✦ La utilización del SEM reveló que las probetas tratadas térmicamente presentaron una transición de dúctil (microcavidades) a frágil (clivaje) a medida que aumentaba la temperatura del tratamiento térmico, esto se ve reflejado en las fotografías 18 a 35 debido al aumento de facetas de clivaje y la disminución de la coalescencia de microcavidades.

15. REFERENCIAS

1. http://www.upv.es/pms2002/Comunicaciones/008_RODRIGUEZ.PDF
2. <http://www.gef.es/Congresos/26/pdf/27.pdf>
3. <http://nijotech.com/index.php/nijotech/article/download/120/102>
4. [http://bibliotecavirtual.dgb.umich.mx:8083/jspui/bitstream/123456789/6397/1/ELPAPEL DELNIOBIOENLASPROPIEDADESMECANICASYLAESTRUCTURADEUNACERODOBLEFASEDUAL PHASESTEEL.pdf](http://bibliotecavirtual.dgb.umich.mx:8083/jspui/bitstream/123456789/6397/1/ELPAPEL%20DEL%20NIOBIOEN%20LAS%20PROPIEDADES%20MECANICAS%20Y%20LA%20ESTRUCTURA%20DE%20UN%20ACERO%20DOBLE%20FASE%20DUAL%20PHASE%20STEEL.pdf)
5. <http://www.cimec.org.ar/ojs/index.php/mc/article/viewFile/4283/4209>
6. <http://www.bdigital.unal.edu.co/11065/>
7. <http://www.inti.gob.ar/tecnointi/CD/info/pdf/478.pdf>
8. <http://www.cc.ntut.edu.tw/~jkchen/papers/4%20TMS%20TOUGHENING%20OF%20ADI%20AUSTENITIZED%20IN%20INTERCRITICAL%20REGION.pdf>
9. www.rlmm.org/archives.php?f=/archivos/S01/N2/RLMMArt-09S01N2-p611.pdf
10. <http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:http://www.materiales-sam.org.ar/sitio/biblioteca/laserena/89.pdf>
11. <http://cdigital.dgb.uanl.mx/te/1020149862/1020149862.PDF>
12. http://www.akamaiuniversity.us/PJST11_2_5.pdf
13. <http://revistademetalurgia.revistas.csic.es/index.php/revistademetalurgia/article/download/618/628>
14. <http://www.igcar.ernet.in/transiim/2004/TP-1883.pdf>
15. <http://congreso-smeq2012.org/images/pdf/Resumenes%20y%20tablas/CTS/CTS-46.pdf>
16. http://biblioteca.universia.net/html_bura/ficha/params/title/analisis-comportamiento-fatiga-flexion-rotativa-acero-aisi-sae-1018-ambientes/id/54761705.html
17. <http://upcommons.upc.edu/pfc/bitstream/2099.1/14318/1/706-TES-CA-5281.pdf>
18. <http://revistas.utp.edu.co/index.php/revistaciencia/article/view/4857/2787>
19. METALOGRAFÍA Y TRATAMIENTO TÉRMICO DE LOS METALES; 3 EDICIÓN, YU.M. LAJTIN, MIR EDITORIAL, 1973
20. <http://tegmetal.com/CLASIFICACION%20AISI.pdf>
21. <http://blog.utp.edu.co/metalografia/2012/07/28/5-5-diagrama-hierro-carbono-puntos-criticos-y-ejemplos-de-regla-de-la-palanca-2-2/#acero-eutectoide>
22. <http://blog.utp.edu.co/metalografia/2012/07/28/5-5-diagrama-hierro-carbono-puntos-criticos-y-ejemplos-de-regla-de-la-palanca-2-2/#acero-eutectoide>
23. <http://blog.utp.edu.co/metalografia/2012/07/28/5-5-diagrama-hierro-carbono-puntos-criticos-y-ejemplos-de-regla-de-la-palanca-2-2/#acero-eutectoide>
24. <http://www.ecured.cu/index.php/Austenita>
25. <http://mx.answers.yahoo.com/question/index?qid=20070414164856AAGNYQ6>
26. <http://www.bodycote.com/es-ES/services/heat-treatment/case-hardening-with-subsequent-hardening-operation/carbonitriding.aspx>
27. www.frrro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/5-_Estructuras_del_acero_v2.pdf

28. <http://www.uam.es/docencia/labvformat/labvformat/practicas/practica4/fases%20del%20acero.htm#ferrita>
29. <http://tegmatal.com/CLASIFICACION%20AISl.pdf>
30. http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:r7h_yVasSHsJ:materiales.wikispaces.com/file/view/Curvas%2Btemperatura-tiempo-transformaci%25C3%25B3n.doc+&cd=14&hl=es-419&ct=clnk&gl=co
31. <http://www.esi2.us.es/IMM2/ec/cci.html>
32. <http://www.esi2.us.es/IMM2/ec/cci.html>
33. [http://books.google.com.co/books?id=YiWdEYEHBIAC&pg=SL7-PA4&lpg=SL7-PA4&dq=Diagramas+de+transformaci%C3%B3n+por+enfriamiento+continuo+\(CCT\)&source=bl&ots=iH6hnsgeB&sig=nFuQwGvjTqkAETpUfJ5GEGHk4p8&hl=es-419&sa=X&ei=S_veUuXuA4u-sQSN5oD4Ag&ved=0CEkQ6AEwCw#v=onepage&q=Diagramas%20de%20transformaci%C3%B3n%20por%20enfriamiento%20continuo%20\(CCT\)&f=false](http://books.google.com.co/books?id=YiWdEYEHBIAC&pg=SL7-PA4&lpg=SL7-PA4&dq=Diagramas+de+transformaci%C3%B3n+por+enfriamiento+continuo+(CCT)&source=bl&ots=iH6hnsgeB&sig=nFuQwGvjTqkAETpUfJ5GEGHk4p8&hl=es-419&sa=X&ei=S_veUuXuA4u-sQSN5oD4Ag&ved=0CEkQ6AEwCw#v=onepage&q=Diagramas%20de%20transformaci%C3%B3n%20por%20enfriamiento%20continuo%20(CCT)&f=false)
34. <http://aprendeenlinea.udea.edu.co/revistas/index.php/materiales/article/viewFile/11289/10441>
35. <http://www.unp.edu.ar/museovirtual/Minerales/pecristalina.htm>
36. ASTM 2004 vol. 0302--- wear and erosion_ Metal corrosion; designate G31.
37. <http://es.wikipedia.org/>
38. <http://www.slideshare.net/tango67/esferoidizacin>
39. <http://www.uam.es/docencia/labvformat/labvformat/practicas/practica4/fases%20del%20acero.htm#ferrita>
40. <http://upcommons.upc.edu/pfc/bitstream/2099.1/15167/1/PFC.pdf>
41. http://www.frro.utn.edu.ar/repositorio/catedras/mecanica/5_anio/metalografia/5-_Estructuras_del_acero_v2.pdf
42. http://centrodeartigos.com/articulos-noticias-consejos/article_145856.html
43. <http://prof.usb.ve/hreveren/capitulo4a.pdf>
44. <http://www.utp.edu.co/~publio17/aceros.htm#martensita>
45. <http://www.javeriana.edu.co/Facultades/Ciencias/neurobioquimica/libros/celular/melecbarrido.htm>
46. http://www.uam.es/docencia/labvformat/labvformat/Anexo/microscopio_metalografico.htm
47. <http://ingemecanica.com/tutorialesemanal/tutorialn101.html>
48. Elementos de metalografía y de acero al carbono Autor R. L. Bernau Editorial Andres bello
49. http://www.equiposylaboratorio.com/sitio/contenidos_pagina_mo.php?c=482
50. http://webcache.googleusercontent.com/search?q=cache:r7h_yVasSHsJ:materiales.wikispaces.com/file/view/Curvas%2Btemperatura-tiempo-transformaci%25C3%25B3n.doc+&cd=1&hl=es-419&ct=clnk&gl=co
51. ASTM 2004 vol. 03.01metals---Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials; designation E3
52. <http://es.thefreedictionary.com/temple>
53. <http://www.slideshare.net/raecabrera/capitulo-2-tratamientos-trmicos-9246981>

54. William F. Smith "Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales". Tercera Edición. Ed. Mc-Graw Hill
55. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capítulo 9 Página 540
56. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capítulo 9 Página 544
57. Tratamiento térmico de acero y su práctica de laboratorio Autor Dora maría K, de grinber 1994 editorial limusa s. a, Paginas 93 y 94
58. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capitulo 2 Pagina 108
59. 47. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capitulo 2 Pagina 109
60. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capitulo 2 Pagina 113
61. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capitulo 3 Pagina 141
62. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capitulo 3 Pagina 140
63. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capitulo 2 Pagina 115
64. <http://www.uam.es/docencia/labvformat/labvformat/practicas/practica4/Martensita.htm>
65. <http://www.scribd.com/doc/31061083/Transformacion-martensitica>
66. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capitulo 3 Pagina 143
67. Steel heat treatment handbook/second edition/2006 by Taylor y Francis Group.LLC capitulo 2 Pagina 121
68. Tecnología del tratamiento térmico de los materiales segunda edición / 1992/ Asdrúbal valencia, pagina145.
69. <http://revistademetalurgia.revistas.csic.es/index.php/revistademetalurgia/article/download/1290/1301>

ANEXOS

ANEXO-1

STORE DATA	:	1032			
ORDEN DE TRABAJO	:	INTERNA			
COMPANIA	:	ESTUDIANTE			
ENTERANTE	:	MAURICIO			
FIRMA ANALISTA	:				
ANALISTA	:	JHON JAIRO CASTANEDA.			
FIRMA JEFE LAB	:				
JEFE LABORATORIO	:	ING. ORLANDO SANTAMARIA R			
REFERENCIA	:	LAMINA 1/2			
Alloy	:	LAS2010	Mode :PA	5-Feb-2013	Time : 9:55

Burn 1					
Fe 98.430	C 0.169	Mn 0.560	P 0.011	S 0.034	
Si 0.300	Cu 0.264	Ni 0.091	Cr 0.072	V 0.001	
Mo 0.013	W 0.005	Co 0.017	Ti 0.001	Sn 0.029	
Al 0.001	Nb 0.002	B 0.0006	Pb 0.005	Mg 0.000	
000.0 gH	100.0 dH	1000.0 gH	500.0 gH	500.0 gH	100.0 gH
Burn 2					
Fe 98.436	C 0.158	Mn 0.554	P 0.011	S 0.029	
Si 0.301	Cu 0.278	Ni 0.095	Cr 0.072	V 0.001	
Mo 0.013	W 0.005	Co 0.017	Ti 0.001	Sn 0.027	
Al 0.001	Nb 0.002	B 0.0003	Pb 0.005	Mg 0.000	
000.0 gH	100.0 dH	1000.0 gH	500.0 gH	500.0 gH	100.0 gH
Burn 3					
Fe 98.401	C 0.159	Mn 0.565	P 0.013	S 0.032	
Si 0.308	Cu 0.282	Ni 0.097	Cr 0.073	V 0.001	
Mo 0.013	W 0.005	Co 0.018	Ti 0.001	Sn 0.028	
Al 0.001	Nb 0.002	B 0.0004	Pb 0.006	Mg 0.000	
000.0 gH	100.0 dH	1000.0 gH	500.0 gH	500.0 gH	100.0 gH
Average					
Fe 98.422	C 0.162	Mn 0.560	P 0.012	S 0.032	
Si 0.303	Cu 0.275	Ni 0.095	Cr 0.072	V 0.001	
Mo 0.013	W 0.005	Co 0.017	Ti 0.001	Sn 0.028	
Al 0.001	Nb 0.002	B 0.0005	Pb 0.005	Mg 0.000	
000.0 gH	100.0 dH	1000.0 gH	500.0 gH	500.0 gH	100.0 gH

Figura 4.16 Relación entre la distancia Jominy y el diámetro de redondos completamente templados, que representan la misma velocidad de enfriamiento y la misma dureza en el centro.

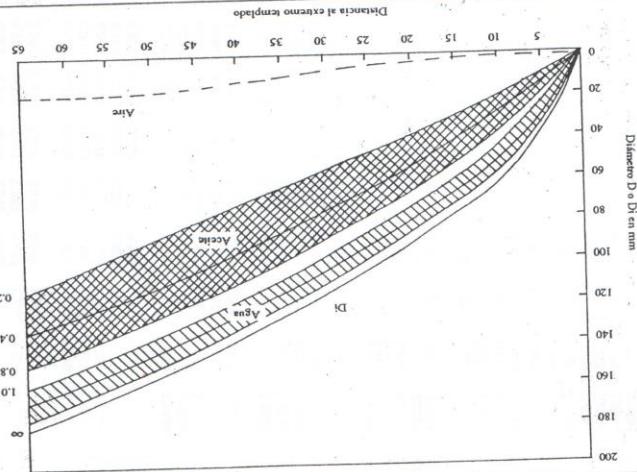


Tabla 4.2 Factores multiplicadores para calcular la templabilidad^a

C	#5	#6	#7	#8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
0.01	0.0380	0.0340	0.0319	0.0300	1.033	1.007	1.004	1.0216	1.03
0.02	0.0550	0.0510	0.0480	0.0430	1.067	1.014	1.007	1.0432	1.06
0.03	0.0680	0.0629	0.0578	0.0538	1.100	1.021	1.011	1.0648	1.09
0.04	0.0791	0.0727	0.0672	0.0619	1.133	1.028	1.015	1.0864	1.12
0.05	0.0883	0.0814	0.0750	0.0697	1.167	1.035	1.018	1.1080	1.15
0.06	0.0949	0.0888	0.0821	0.0762	1.200	1.042	1.022	1.1296	1.18
0.07	0.1050	0.0960	0.0891	0.0833	1.233	1.049	1.026	1.1512	1.21
0.08	0.1122	0.1029	0.0957	0.0888	1.267	1.056	1.029	1.1728	1.24
0.09	0.1191	0.1090	0.1014	0.0941	1.300	1.063	1.033	1.1944	1.27
0.10	0.1259	0.1153	0.1085	0.0995	1.333	1.070	1.036	1.2160	1.30
0.11	0.1319	0.1217	0.1121	0.1041	1.367	1.077	1.040	1.2376	1.33
0.12	0.1373	0.1268	0.1177	0.1088	1.400	1.084	1.044	1.2592	1.36
0.13	0.1430	0.1320	0.1221	0.1137	1.433	1.091	1.047	1.2808	1.39
0.14	0.1480	0.1368	0.1270	0.1175	1.467	1.098	1.051	1.3024	1.42
0.15	0.1528	0.1413	0.1315	0.1212	1.500	1.105	1.055	1.3240	1.45
0.16	0.1579	0.1460	0.1355	0.1250	1.533	1.112	1.058	1.3456	1.48
0.17	0.1622	0.1500	0.1399	0.1287	1.567	1.119	1.062	1.3762	1.51
0.18	0.1670	0.1542	0.1438	0.1322	1.600	1.126	1.066	1.3888	1.54
0.19	0.1720	0.1583	0.1474	0.1361	1.633	1.133	1.069	1.2104	1.57
0.20	0.1761	0.1623	0.1509	0.1400	1.667	1.140	1.073	1.4320	1.60
0.21	0.1810	0.1662	0.1542	0.1436	1.700	1.147	1.077	1.4536	1.63
0.22	0.1855	0.1701	0.1579	0.1462	1.733	1.154	1.080	1.4752	1.66
0.23	0.1897	0.1741	0.1614	0.1499	1.767	1.161	1.084	1.4968	1.69
0.24	0.1939	0.1780	0.1642	0.1528	1.800	1.168	1.088	1.5184	1.72
0.25	0.1980	0.1820	0.1678	0.1560	1.833	1.175	1.091	1.54	1.75
0.26	0.2021	0.1857	0.1712	0.1589	1.867	1.182	1.095	1.5616	1.78
0.27	0.2060	0.1891	0.1743	0.1619	1.900	1.189	1.098	1.5832	1.81
0.28	0.2099	0.1923	0.1779	0.1642	1.933	1.196	1.102	1.6048	1.84
0.29	0.2138	0.1960	0.1814	0.1672	1.967	1.203	1.106	1.6264	1.87
0.30	0.2172	0.1991	0.1849	0.1700	2.000	1.210	1.109	1.6480	1.90
0.31	0.2205	0.2022	0.1879	0.1733	2.033	1.217	1.113	1.6696	1.93
0.32	0.2240	0.2059	0.1911	0.1760	2.067	1.224	1.117	1.6912	1.96
0.33	0.2272	0.2088	0.1941	0.1790	2.100	1.231	1.120	1.7128	1.99
0.34	0.2300	0.2120	0.1969	0.1819	2.133	1.238	1.124	1.7344	2.02
0.35	0.2339	0.2154	0.2000	0.1842	2.167	1.245	1.128	1.7560	2.05

ANEXO-2 Continuación

Templabilidad / 149

Tabla 4.2 Continuación

% C	# 5	# 6	# 7	# 8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
0.36	0.2368	0.2181	0.2023	0.1869	2.200	1.252	1.131	1.7760	2.08
0.37	0.2401	0.2214	0.2052	0.1900	2.233	1.259	1.135	1.7992	2.11
0.38	0.2431	0.2241	0.2079	0.1922	2.267	1.266	1.139	1.8208	2.14
0.39	0.2460	0.2273	0.2107	0.1950	2.300	1.273	1.142	1.8424	2.17
0.40	0.2492	0.2300	0.2130	0.1979	2.333	1.280	1.146	1.8640	2.20
0.41	0.2522	0.2331	0.2159	0.2000	2.367	1.287	1.150	1.8856	2.23
0.42	0.2559	0.2360	0.2181	0.2181	2.400	1.294	1.153	1.9072	2.26
0.43	0.2586	0.2390	0.2209	0.2042	2.433	1.301	1.157	1.9288	2.29
0.44	0.2618	0.2420	0.2233	0.2065	2.467	1.308	1.160	1.9504	2.32
0.45	0.2642	0.2440	0.2259	0.2090	2.500	1.315	1.164	1.9720	2.35
0.46	0.2672	0.2465	0.2280	0.2117	2.533	1.322	1.168	1.9936	2.38
0.47	0.2701	0.2489	0.2301	0.2139	2.567	1.329	1.171	2.0152	2.41
0.48	0.2733	0.2521	0.2325	0.2159	2.600	1.336	1.175	2.0368	2.44
0.49	0.2762	0.2549	0.2352	0.2180	2.633	1.343	1.179	2.0584	2.47
0.50	0.2800	0.2580	0.2380	0.2200	2.667	1.350	1.182	2.0800	factor = %
0.51	0.283	0.263	0.242	0.223	2.700	1.357	1.186	2.1016	Mo
0.52	0.286	0.266	0.244	0.225	2.733	1.364	1.190	2.1232	x 3
0.53	0.289	0.268	0.246	0.227	2.767	1.371	1.193	2.1448	+ 1
0.54	0.292	0.271	0.249	0.229	2.800	1.378	1.197	2.1664	
0.55	0.294	0.273	0.251	0.231	2.833	1.385	1.201	2.1880	
0.56	0.297	0.275	0.253	0.233	2.867	1.392	1.204	2.2096	
0.57	0.300	0.277	0.256	0.235	2.900	1.399	1.208	2.2312	
0.58	0.303	0.280	0.258	0.237	2.933	1.406	1.212	2.2528	
0.59	0.306	0.282	0.260	0.239	2.967	1.413	1.215	2.2744	
0.60	0.308	0.284	0.262	0.241	3.000	1.420	1.219	2.2960	
0.61	0.311	0.287	0.264	0.243	3.033	1.427	1.222	2.3176	
0.62	0.314	0.289	0.267	0.245	3.067	1.434	1.226	2.3392	
0.63	0.316	0.291	0.269	0.247	3.100	1.441	1.230	2.3608	
0.64	0.319	0.293	0.271	0.249	3.133	1.448	1.233	2.3824	
0.65	0.321	0.295	0.273	0.251	3.167	1.455	1.237	2.4040	
0.66	0.324	0.297	0.275	0.253	3.200	1.462	1.241	2.4256	
0.67	0.326	0.299	0.277	0.255	3.233	1.469	1.244	2.4472	
0.68	0.329	0.301	0.279	0.257	3.267	1.476	1.248	2.4688	
0.69	0.331	0.303	0.281	0.259	3.300	1.483	1.252	2.4904	
0.70	0.334	0.306	0.283	0.260	3.333	1.490	1.255	2.5120	

Tabla 4.2 Continuación

% C	# 5	# 6	# 7	# 8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
0.71	0.336	0.308	0.285	0.262	3.367	1.497	1.259	2.5336	Factor
0.72	0.339	0.310	0.287	0.264	3.400	1.504	1.262	2.5552	% Mo
0.73	0.341	0.312	0.289	0.266	3.433	1.511	1.266	2.5768	Mo
0.74	0.343	0.314	0.291	0.268	3.467	1.518	1.270	2.5984	x 3
0.75	0.346	0.316	0.293	0.270	3.500	1.525	1.273	2.6200	+ 1
0.76	0.348	0.318	0.295	0.271	3.533	1.532	1.276	2.6416	
0.77	0.350	0.320	0.297	0.273	3.567	1.539	1.280	2.6632	
0.78	0.352	0.322	0.299	0.275	3.600	1.546	1.284	2.6848	
0.79	0.354	0.324	0.301	0.276	3.633	1.553	1.287	2.7064	
0.80	0.356	0.326	0.303	0.278	3.667	1.560	1.291	2.7280	
0.81	0.358	0.328	0.305	0.280	3.700	1.567	1.294	2.7496	
0.82	0.360	0.330	0.307	0.282	3.733	1.574	1.298	2.7712	
0.83	0.362	0.332	0.309	0.284	3.767	1.581	1.301	2.7928	
0.84	0.364	0.334	0.310	0.286	3.800	1.588	1.306	2.8144	
0.85	0.366	0.336	0.312	0.287	3.833	1.595	1.309	2.8360	
0.86	0.368	0.338	0.314	0.289	3.867	1.602	1.313	2.8576	
0.87	0.370	0.340	0.316	0.291	3.900	1.609	1.317	2.8792	
0.88	0.372	0.342	0.318	0.293	3.933	1.616	1.320	2.9008	
0.89	0.374	0.344	0.319	0.294	3.967	1.623	1.324	2.9224	
0.90	0.375	0.346	0.321	0.296	4.000	1.630	1.321	2.9440	
0.91	0.377	0.348	0.323	0.298	4.033	1.637	1.331	2.9656	Factor
0.92	0.379	0.350	0.325	0.299	4.067	1.644	1.334	2.9872	% Mo
0.93	0.381	0.352	0.327	0.301	4.100	1.651	1.338	3.0088	x 3
0.94	0.383	0.354	0.329	0.303	4.133	1.658	1.343	3.0304	+ 1.00
0.95	0.385	0.356	0.331	0.305	4.167	1.665	1.345	3.0520	
0.96	0.387	0.358	0.333	0.307	4.200	1.672	1.349	3.0736	
0.97	0.389	0.360	0.335	0.309	4.233	1.679	1.352	3.0952	
0.98	0.391	0.362	0.337	0.311	4.267	1.686	1.356	3.1168	
0.99	0.393	0.364	0.339	0.313	4.300	1.693	1.360	3.1384	
1.00	0.395	0.366	0.341	0.315	4.333	1.700	1.364	3.1600	
1.01	0.397	0.368	0.343	0.317	4.367	1.707	1.367	3.1816	
1.02	0.399	0.370	0.345	0.319	4.400	1.714	1.370	3.2032	
1.03	0.401	0.372	0.347	0.321	4.433	1.721	1.375	3.2248	
1.04	0.403	0.374	0.349	0.323	4.467	1.728	1.378	3.2464	
1.05	0.405	0.376	0.351	0.325	4.500	1.735	1.382	3.2680	

ANEXO-2 Continuación

Temperatura / 151

Tabla 4.2 Continuación

%	# 5	# 6	# 7	# 8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
1.06					4.533	1.742	1.386	3.2898	
1.07					4.567	1.749	1.389	3.3112	
1.08					4.600	1.756	1.393	3.3328	
1.09					4.633	1.763	1.396	3.3544	
1.10					4.667	1.770	1.400	3.3760	
1.11					4.700	1.777	1.403	3.3976	
1.12					4.733	1.784	1.406	3.4192	
1.13					4.767	1.791	1.411	3.4408	
1.14					4.800	1.798	1.414	3.4624	
1.15					4.833	1.805	1.418	3.4840	
1.16					4.867	1.812	1.422	3.5056	
1.17					4.900	1.819	1.426	3.5272	
1.18					4.933	1.826	1.429	3.5488	
1.19					4.967	1.833	1.422	3.5704	
1.20					5.000	1.840	1.437	3.5920	
1.21					5.051	1.847	1.440	3.6136	
1.22					5.102	1.854	1.444	3.6352	
1.23					5.153	1.861	1.447	3.6568	
1.24					5.204	1.868	1.450	3.6784	
1.25					5.255	1.875	1.454	3.7000	
1.26					5.306	1.882	1.458	3.7216	
1.27					5.357	1.889	1.461	3.7432	
1.28					5.408	1.896	1.465	3.7648	
1.29					5.459	1.903	1.467	3.7864	
1.30					5.510	1.910	1.473	3.8080	
1.31					5.561	1.917	1.476	3.8296	
1.32					5.612	1.924	1.481	3.8512	
1.33					5.663	1.931	1.484	3.8728	
1.34					5.714	1.938	1.487	3.8944	
1.35					5.765	1.945	1.491	3.9160	
1.36					5.816	1.952	1.495	3.9376	
1.37					5.867	1.959	1.498	3.9592	
1.38					5.918	1.966	1.501	3.9808	
1.39					5.968	1.973	1.506	4.0024	
1.40					6.020	1.980	1.509	4.0240	

Tabla 4.2 Continuación

%	# 5	# 6	# 7	# 8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
1.41					6.071	1.987	1.512	4.0456	
1.42					6.122	1.994	1.517	4.0672	
1.43					6.173	2.001	1.520	4.0888	
1.44					6.224	2.008	1.523	4.1104	
1.45					6.275	2.015	1.527	4.1320	
1.46					6.326	2.022	1.531	4.1536	
1.47					6.377	2.029	1.535	4.1752	
1.48					6.428	2.036	1.538	4.1968	
1.49					6.479	2.043	1.541	4.2184	
1.50					6.530	2.050	1.545	4.2399	
1.51					6.581	2.057	1.556	4.2616	
1.52					6.632	2.064	1.560	4.2832	
1.53					6.683	2.071	1.564	4.3048	
1.54					6.734	2.078	1.569	4.3264	
1.55					6.785	2.085	1.573	4.3480	
1.56					6.836	2.092	1.577	4.3696	
1.57					6.887	2.099	1.582	4.3912	
1.58					6.938	2.106	1.586	4.4128	
1.59					6.989	2.113	1.590	4.4344	
1.60					7.040	2.120	1.595	4.4560	
1.61					7.091	2.127	1.599	4.4776	
1.62					7.142	2.134	1.604	4.4992	
1.63					7.193	2.141	1.608	4.5208	
1.64					7.224	2.148	1.623	4.5424	
1.65					7.295	2.155	1.617	4.5640	
1.66					7.346	2.162	1.622	4.5856	
1.67					7.397	2.169	1.626	4.6072	
1.68					7.448	2.176	1.631	4.6288	
1.69					7.499	2.183	1.635	4.6504	
1.70					7.550	2.190	1.640	4.6720	
1.71					7.601	2.197	1.644	4.6936	
1.72					7.652	2.204	1.648	4.7152	
1.73					7.703	2.211	1.652	4.7368	
1.74					7.754	2.218	1.656	4.7584	
1.75					7.805	2.225	1.660	4.7800	

ANEXO-2 Continuación

152 / Tecnología del Tratamiento Térmico de los metales

Tabla 4.2 Continuación

%	# 5	# 6	# 7	# 8	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
1.76					7.856	2.232	1.664		
1.77					7.907	2.239	1.668		
1.78					7.958	2.246	1.672		
1.79					8.009	2.253	1.676		
1.80					8.060	2.260	1.680		
1.81					8.111	2.267	1.687		
1.82					8.162	2.274	1.694		
1.83					8.213	2.281	1.701		
1.84					8.264	2.288	1.708		
1.85					8.315	2.295	1.715		
1.86					8.366	2.302	1.722		
1.87					8.417	2.309	1.729		
1.88					8.468	2.316	1.736		
1.89					8.519	2.323	1.743		
1.90					8.570	2.330	1.750		
1.91					8.621	2.337	1.757		
1.92					8.672	2.344	1.764		
1.93					8.723	2.351	1.771		
1.94					8.774	2.358	1.778		
1.95					8.825	2.365	1.785		
1.96					8.876	2.372	1.792		
1.97					8.927	2.379	1.799		
1.98					8.978	2.386	1.806		
1.99					9.029	2.393	1.813		
2.00					9.080	2.400	1.820		

Factores para el azufre

S	S	S	S	S	S	S	S	S	S
0.020	0.985	0.050	0.955						
0.030	0.977	0.070	0.947						
0.040	0.970	0.080	0.940						
0.050	0.962	0.090	0.932						

Templabilidad / 153

Tabla 4.2 Continuación

Factores para el níquel									
%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni
0.020	1.052	0.080	1.130						
0.030	1.078	0.090	1.157						
0.040	1.104	0.100	1.183						
Factores para el cobre									
%	Cu	%	Cu	%	Cu	%	Cu	%	Cu
0.15	1.00	1.00							
0.20	1.07	1.00	1.35						
0.25	1.09	1.25	1.40						
0.50	1.18	1.50	1.55						
0.75	1.30								
Factores para el níquel									
%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni
2.01	1.7841	2.42	2.015	2.81	2.3408	3.20	2.80	3.60	
2.02	1.7892	2.42	2.022	2.82	2.3516	3.21	2.815	3.61	
2.03	1.7943	2.43	2.029	2.83	2.3624	3.22	2.830	3.62	
2.04	1.7994	2.44	2.036	2.84	2.3732	3.23	2.845	3.63	
2.05	1.8045	2.45	2.043	2.85	2.3840	3.24	2.860	3.64	
2.06	1.8096	2.46	2.05	2.86	2.3948	3.25	2.875	3.65	
2.07	1.8147	2.47	2.057	2.87	2.4046	3.26	2.890	3.66	
2.08	1.8198	2.48	2.064	2.88	2.4154	3.27	2.905	3.67	
2.09	1.8249	2.49	2.071	2.89	2.4272	3.28	2.920	3.68	
2.10	1.8300	2.50	2.078	2.90	2.4380	3.29	2.935	3.69	
2.11	1.8352	2.51	2.0857	2.91	2.4487	3.30	2.950	3.70	
2.12	1.8402	2.52	2.0934	2.92	2.4594	3.31	2.965	3.71	
2.13	1.8454	2.53	2.1011	2.93	2.4701	3.32	2.980	3.72	
2.14	1.8506	2.54	2.1088	2.94	2.4808	3.33	2.995	3.73	
2.15	1.8558	2.55	2.1165	2.95	2.4915	3.34	3.010	3.74	
2.16	1.8610	2.56	2.1242	2.96	2.5022	3.35	3.025	3.75	
2.17	1.8662	2.57	2.1319	2.97	2.5129	3.36	3.040	3.76	
2.18	1.8714	2.58	2.1396	2.98	2.5236	3.37	3.055	3.77	
2.19	1.8766	2.59	2.1473	2.99	2.5343	3.38	3.070	3.78	
2.20	1.8820	2.60	2.1550	3.00	2.5450	3.39	3.085	3.79	

ANEXO-2 Continuación

Templabilidad / 155

Tabla 4.3 Relación entre el contenido de carbono y la dureza máxima obtenida²²

Carbono %	Dureza Máx. Rc	Carbono %	Dureza Máx. Rc
0,10	38	0,35	53
0,11	39	0,36	54
0,12	40	0,37	55
0,13	41	0,38	56
0,14	42	0,39	57
0,15	43	0,40	58
0,16	44	0,41	59
0,17	45	0,42	60
0,18	46	0,43	61
0,19	47	0,44	62
0,20	48	0,45	63
0,21	49	0,46	64
0,22	50	0,47	65
0,23	51	0,48	66
0,24	52	0,49	67
0,25	53	0,50	68
0,26	54	0,51	69
0,27	55	0,52	70
0,28	56	0,53	71
0,29	57	0,54	72
0,30	58	0,55	73
0,31	59	0,56	74
0,32	60	0,57	75
0,33	61	0,58	76
0,34	62	0,59	77
0,35	63	0,60	78

154 / Tecnología del Tratamiento Térmico de los Metales

Tabla 4.2 Continuación

%	Ni	%	Ni	%	Ni	%	Ni
2,21	1,888	2,61	2,1635	3,01	2,5575	3,40	3,10
2,22	1,884	2,62	2,1720	3,02	2,5700	3,41	3,116
2,23	1,900	2,63	2,1805	3,03	2,5825	3,42	3,132
2,24	1,906	2,64	2,1890	3,04	2,5950	3,43	3,148
2,25	1,912	2,65	2,1975	3,05	2,6075	3,44	3,164
2,26	1,918	2,66	2,2060	3,06	2,6200	3,45	3,180
2,27	1,924	2,67	2,2145	3,07	2,6325	3,46	3,196
2,28	1,930	2,68	2,2230	3,08	2,6450	3,47	3,212
2,29	1,936	2,69	2,2315	3,09	2,6575	3,48	3,228
2,30	1,942	2,70	2,2400	3,10	2,6700	3,49	3,244
2,31	1,9486	2,71	2,249	3,11	2,686	3,51	3,26
2,32	1,9552	2,72	2,258	3,12	2,709	3,52	
2,33	1,9618	2,73	2,267	3,13	2,732	3,53	
2,34	1,9684	2,74	2,276	3,14	2,755	3,54	
2,35	1,9750	2,75	2,285	3,15	2,778	3,55	
2,36	1,9816	2,76	2,294	3,16	2,801	3,56	
2,37	1,9882	2,77	2,303	3,17	2,824	3,57	
2,38	1,9948	2,78	2,312	3,18	2,847	3,58	
2,39	2,0014	2,79	2,321	3,19	2,870	3,59	
2,40	2,0080	2,80	2,330				

punto a 2 mm debajo de la superficie de un redondo de 75 mm, o a 10 mm debajo de la superficie de un redondo de 50 mm, o en el centro de una barra de 38 mm, si todos se templen en aceite con agitación moderada. La figura 4.18 reproduce curvas similares más generalizadas para diferentes medios de enfriamiento. La figura 4.19 muestra una serie de tales diagramas constituidos de una manera diferente. Vamos a examinar su uso con un ejemplo: deseamos conocer la distribución de dureza de una barra de acero templada en aceite bien agitado ($H = 0,5$). De la figura 4.19 a obtenemos una distancia Jominy de 12 mm en la superficie de la barra. En la figura 4.19 b obtenemos una distancia de 17 mm en una zona situada 0,9R, es decir, $0,9 \times 50 = 45$ mm del centro, o sea a 5 mm por debajo de la superficie. De manera similar, consultamos los otros diagramas de la figura 4.19 para obtener distancia Jominy y las zonas de dureza.

ANEXO-3

Carta VII Curvas de operación característica para el análisis de varianza del modelo con efectos fijos (continuación)

